PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number:

2003-300800

(43) Date of publication of application: 21.10.2003

(51)Int.Cl.

C30B 29/38 C30B 25/04 H01L 21/205 H01S 5/323

(21)Application number: 2003-109345

(71)Applicant: NEC CORP

(22)Date of filing:

22.06.1999

(72)Inventor: USUI AKIRA

MATSUMOTO YOSHINARI

SAKAI AKIRA

SUNAKAWA HARUO **MIZUTA MASASHI**

(30)Priority

Priority number: 10291354

Priority date: 30.09.1998

Priority country: JP

11122816

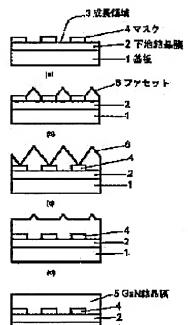
26.03.1999

(54) METHOD FOR MANUFACTURING NITRIDE SEMICONDUCTOR WAFER OF ELEMENT OF **GROUP III**

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a GaN crystal film which is free from strains, defects and dislocations and in which a crack hardly generates even when it is thick.

SOLUTION: Masks patterned in a striped form so as to form a plurality of growth areas are provided on a sapphire substrate. The GaN crystal film is formed by the coalescence of a GaN crystal grown from a growth area between the masks with other GaN crystals grown from growth areas neighboring through the masks and has the masks in such a state that the crystal film covers the masks. The GaN crystal film has defects that a plurality of dislocations generated along the stripe direction are arranged in the nearly normal line direction of the surface of the substrate, and in the GaN crystal film, when seen with respect to the cross section perpendicular to the stripe direction, dislocations, which have been propagated in a direction nearly parallel to the surface of the substrate, are propagated in the nearly



normal line direction of the surface of the substrate at the vicinity of respective places where the crystals have coalesced on the masks.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

	Î	1	E	þ	1	公路与日日日	ζ	いいない日本で記載が	TY N	1	
								特開2003-300800	3-3(9800	_
								(P2003-300800A)	-3008	00A)	
		İ	ŀ		ĺ		(43)公開日	日 平成15年10月21日(2003,10.21)	H 21B(2003, 1	0.21)
	数別記号				ţz.	FI			17	デ-73-ド(参考)	*
28/38					ö	C30B 29/38	23/38	-	U 4	4G077	2
25/04							25/04		'n	5F045	LQ.
21/205					Ħ) 1 L	H01L 21/205		2	5F073	ده
5/323	610				Ħ	H01S	2/323	610			
					**	質器決	未開末	審査請求 非請求 請求項の数1	OT	OL (全公月)	2

HO1L C30B

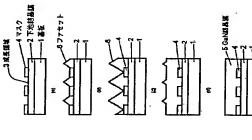
(51) Int CL.

H01S

(21) 出竄番号	特国2003-109345(P2003-109345)	(71) 出頭人 000004237	000004237	
(62)分割の表示	特閣平11-211044の分割		日本電気株式会社	
(22) 出版日	平成11年6月22日(1999.6.22)		東京都港区芝五丁目7番1号	
		(72) 発明者	雄井 繋	
(31)優先権主選番号 特閣平10-291354	特國平10-291354		東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株	日本種気株
(32) 僅先日	平成10年9月30日(1998.9.30)		式会社内	
(33) 優先權主張國	日本 (JP)	(72) 発明者	(72)発明者 松本 良成	
(31) 優先指主張番号	特置平11-122816		東京都港区芝五丁目7番1号 日本恒気株	日本田気株
(32) 優先日	平成11年3月26日(1999.3.26)		式会社内	
(33)優先權主張国	日本 (JP)	(74)代理人 100109313	100109313	
特斯法第30条第1項3	特許法第30条第1項適用申請有り 1998年6月30日 日		非理士 机 昌彦 (外2名)	
本結晶成長学会発行6	本結晶成長学会発行の「日本結晶成長学会誌vol.25			
No 2」に発表				
			4	最終頁に続く

[54] [発明の名称] 111 技元素室化物半導体ウェーハの製造方法

[課題] 蚤みや欠陥、転位が少なく、また厚い膜であ 【解決手段】 サファイア基板上に複数の成長領域を形 を介して隣合う成長領域から成長したGaN結晶と合体 上の枯晶領域に、ストライプ方向に沿って走る複数の転 位が基板面のほぼ法線方向に配列した欠陥を有し、スト ライブ方向に対して垂直な断面で見たとき、基板面にほ 合体した箇所の近傍において基板面のほぼ法線方向に伝 **ば平行な方向に伝播してきた転位が、マスク上で結晶が** 成するようにストライプ状にパターニングされたマスク を有し、この成長領域から成長したGaN結晶がマスク してマスクを覆って成るG a N結晶膜であって、マスク ってもクラックが入りにくいG a N結晶膜を提供する。 確しているGaN結晶膜。



[特許請求の範囲]

スクの表面張力を低減させる清浄化処理を行う工程、該 成長領域からファセット構造を形成しながら結晶成長さ せ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結 を埋め込んで表面を平坦化するようにエピタキシャル成 長する工程を有することを特徴とする111 族元素窒化 【請求項1】 成長させる結晶とは異なる材料からなる **畠と合体して該マスクを覆い、さらに該ファセット構造** 異種基板上に複数の成長領域を形成するようにストライ **プ状にパターニングされたマスクを形成する工程、該マ** 物半導体ウェーハの製造方法。

[発明の詳細な説明]

5。また本発明は、異種材料基板上にエピタキシャル成 及びこの111族元素変化物半導体ウェーハを用いて作 [発明の属する技術分野] 本発明は、サファイア 基板上 及びこのGaN膜を用いて作製された半導体装置に関す 長により形成された111族元素選化物半導体ウェーハ こエピタキシャル成長により形成されたG a N結晶膜、 製された半導体装置ならびにこれらの製造方法に関す [000]

20

【従来の技術】窒化ガリウム (GaN) は、禁制帯幅が 3. 4 e Vと大きく、かつ直接選移型であることから背 色発光素子材料として注目されている。

結晶では、窒素の解離圧が高いことからパルク結晶が形 [0003] このGaN材料を用いた発光デバイスを作 ク結晶を用いることが望ましい。しかしながら、GaN **製するための基板材料としては、成長させるエピクキン** ナル陸と回じ物質のパルク結晶、ナなわちGaNのパル 成しにくく、GaNからなるパルク結晶基板の作製は非 常に困難である。そのため、格子定数が比較的近いサフ ピタキシャル成長している。このように従来は、格子定 数、熱膨張係数などの物理的性質、さらには化学的性質 においてもエピタキシャル層と全く異なる基板材料が用 アイア (Al2O3) 基板を用い、その上にGaNをエ いられてきた。

にエピタキシャル成長を行うと、猛板やエピタキシャル 【発明が解決しようとする課題】このような異種基板上 層に歪みや欠陥が発生し、また、厚い膜を成長した場合 にはクラックが発生することが報告されている(ジャパ ニーズ ジャーナル オブ アプライド フィジックス J. Appl. Phys. Vol. 32 (1993) p p. 1528-1533))。このような場合には、デ パイスとしての性能が衝端に悪くなるどころか、成長層 第32卷 (1993) 1528-1533頁 (Jpn. が粉々に破壊されるという結果をしばしば招いていた。

特開2003-300800

8

マテリアルズ サーチ 第11巻 (1996) 580 N膜は、基板装面の法線に平行に。軸配向したアイラン -592頁 (J. Mater. Res. Vol. 11 [0006] そこでは、(1) サファイア 張板上のG # (1996) pp. 580-592) に報告がある。 ド状結晶粒が互いに会合した結果形成されること、

(2) その際、個々の結晶は、c軸を回転軸として互い にわずかな角度だけ回転しているため、結晶粒境界に転 位が形成されること、(3)これら転位がGaN結晶の c面に平行な変位ベクトルを持つ貫通転位の起源である こと辞が記されている。

10

[0007] つまり、このような貫通転位がGaN結晶 膜中に存在するということは、GaN結晶膜が元の結晶 粒で区切られるドメイン状の形態を有し、且っGaN結 晶膜のc面に平行な結晶方位成分が各ドメインごとに乱 GaN結晶膜が、モザイク構造を形成していることが見 れでもあり、結晶としての品質を高めるためには、と前 に平行な変位ベクトルを持つ傾位の窓度を極力低くした れた構造を育することを示しているといえる。これは、 ければならないことを意味している。

【0008】このような問題を解決する方法として、特 開平8-64791号公報には、格子不整合系のエピタ キシャル成長において、基核とエピタキシャル成長層と の格子不整合により発生する転位を特定の場所に集中さ せることを特徴とするエピタキシャル成長方法が開示さ れている。この方法により、所望の領域での転位密度を 原城することができるので、中等体レーザなどの高品質 の結晶性変要求される半導体発光器子の作製が可能にな をストライプ状にエッチングした後、2回目の結晶成長 でこのアモルファスG』N臓および基板上にG』N順心 ると記載されている。具体的には、最初の結晶成長でせ ファイア基度上にアモルファスロコN醛を形成し、これ 上記アモルファスG』NI版に代えてSiO2膜をストラ イブ上に形成し、仏仏上にのみエピクキシャル協を成長 エピクキシャル成長させている。他の気値倒としては、 **みせたこ**る。

にアモルファス領域を有しているため全面に均衡な成長 [0010] 上記の問題に加えて、サファイア、欧化出 タキシャル成長版とは格子定数や結晶構造あるいは熱勝 [0009]しかしながら、このような方法では、表面 ない領域を有しているため全面に平坦な成長層を得るこ ばサファイア基板を用いた場合には図14の断面図に模 式的に示すように大きな反りが見られる。反りの大きさ 層が得られなかったり、SiOz膜部分では長が超こら 張係数などの点で異なっており、エピタキシャル形成さ れたウェーハにおいては反りの問題が深刻である。例え は1インチ径拡板の場合には中心部は外周部に較くたm m単位での上に凸な状態になることもある(曲率半径が 茶あるいはM&A!2O1などの基板材料はG』Nat ピ とができないため、素子形成箇所に関約が生じていた。

40

[0004]

20

[0005] サファイア 基板上に成長したGaN膜中の 位位構造と結晶品質の相関について、ジャーナル オブ

【0011】この反りの問題は先に述べた基板材料の種 類を代えたり、AlGaNやInGaNなどの混晶材料 Nに代えてエピタキシャル成長しても程度の差こそあれ 事情に変わりはない。そこで以下ではサファイアを基板 材料としてGaNをエピタキシャル成長した場合を例に やAINやInN等のIII族元素窒化物半導体をGa 70cm以下にもなることがある。)。 とってもっぱら説明する。

の素子形成におけるリングラフィ技術の適用において問 [0012] ウェーハの反りが深刻な場合、例えば、後 ビデオデイスク (DVD) への期待は大きい。このよう って形成される。例えばサファイア基板の上にGaNエ 題が生じる。反りの大きな場合には製造プロセスにおけ る少なくともリソグラフィの適用に先だってウェーハを 細分化する必要が生じる。例えば、5mm角程度に細分 化してからリソグラフィ技術を適用して電流注入用のス 【0013】さて、ウルツ鉱型結晶構造を有する111 **灰元素窒化物半導体の応用の一つには先に述べたように み、読み出しが可能な着色ワーザを光顔としたデジタル** ピタキシャル層を形成し、その上に窒素をⅤ族元素とし た111族元素窒化物半導体でレーザ用ダブル・ヘデロ (DH) 構造をエピタキシャル法で形成し、前記リング ラフィ技術における問題を克服してストライプ構造を形 **成できたとしよう。その後のプロセスとしては電極等を** 形成するわけであるが、最終的には一般に劈開によって な半導体レーザのファブリベロ共振器は一般に劈開によ トライプワーザ用の窓等を形成することが必要になる。 育色系の光デバイスがある。特に高密度記録の書き込 ファブリベロ共版器を形成しなければならない。

フィ技術上の問題から小面積に切り刻んだウエーハの英 【0014】しかし、GaNエピタキシャル届とサファ イア基板との劈開面のズレが大きい場合、サファイア基 板が存在したままできれいな劈開を行うことは非常に困 **難である。そこで劈開に先だって、サファイア基板を研** 暦等で除去することが必要となる。 すなわち、リソグラ 面サファイアを研磨するという煩雑なプロセスが伴うこ

20 仮101が裏面に存在するのでそのままでは裏面には電 極が形成できないため、DH構造の表面から部分的に描 0込んだところ(電極形成層106)に電極102を形 0.5はレーザ光出射質域である。一方、サファイア基板 101が取り除かれていれば図15(b)のように表面 (a) (ファブリペロ共版器所面から見たレー
が構造の 【0015】また、たとえサファイア基板を残したまま 劈開が可能であったとしても絶縁物であるサファイア基 成するというプロセスも必要となる。すなわち、図15 所面概念図) に示すように裏面電極に代わる電極102 を形成する必要がある。なお、104は酸化珪素膜、1 の電極103に対向して裏面に電極102を配置するこ

[0016] さらに、ウェーハにサファイア等の厚い異 **種材料基板がついていることによる反りの問題は、その** ウェーハ上にDH構造等をエピタキシャル成長する場合 にも生じる。特に、反りの大きなウェーハであるとホル ダーに設置しにくいこと、ホルダーとウェーハ全体を接 性させることができないために、エピタキシャル成長時 にウェーハ面内で温度差が生じるといった問題も生じ 【0017】そこで本発明の目的は、格子定数や熱膨張 係数が異なる異種基板上にエピタキシャル成長を行って N結晶膜、111族元素窒化物半導体ウェーハ及びその く、また厚い膜であってもクラックが入りにくい、 G a 形成されたものであっても、歪みや欠陥、転位が少な 製造方法を提供することである。

【0018】また本発明の目的は、エピタキシャル成長 特にGaN結晶膜上に半導体素子構造を形成することに より、優れた特性を有する半導体装置を提供することに により形成された111族元素窒化物半導体ウェーハ

[0019]

方向に配列した欠陥を有し、ストライプ方向に対して選 【課題を解決するための手段】本発明は、サファイア基 板上に複数の成長領域を形成するようにストライプ状に パターニングされたマスクを有し、該成長領域から成長 したG a N結晶が該マスクを介して隣り合う成長領域か ら成長したGaN結晶と合体して該マスクを覆って成る GaN結晶膜であって、該マスク上の結晶領域に、スト ライブ方向に沿って走る複数の転位が基板面のほぼ法線 直な断面で見たとき、基板面にほぼ平行な方向に伝播し てきた転位が、数マスク上で結晶が合体した箇所の近傍 において基板面のほぼ法線方向に伝播している転位を有 することを特徴とするGaN結晶膜に関する。

【0020】また本発明は、基板面のほぼ法線方向に伝 向に沿って走る前記転位がG a N結晶のc 面に平行な変 位ペクトルを持つ転位である上記本発明のG a N結晶膜 た方向の変位ベクトルを持つ転位であり、ストライプ方 猫した前記転位がG a N結晶のc面に対して斜めに倒い に困ずる。

する、GaN結晶の。固に平行な変位ベクトルを持つ転 位の密度の比が、結晶成長初期の層領域に比べて上層領 のストライプ方向の両端近傍と、前記マスク上で結晶が 【0021】また本発明は、GaN結晶のc面に対して 斜めに傾いた方向の変位ベクトルを持つ転位の密度に対 【0022】また本発明は、前配欠陥が、前記マスク上 合体した箇所の近傍に形成されている上記本発明のGa 域において小さい上記本発明のG a N結晶膜に関する。

0%以上がGaN結晶のc面に対して斜めに傾いた方向 [0023]また本発明は、GaN結晶膜中の転位の5 の変位ペクトルを持つ転位であることを特徴とするGa

の変位ベクトルを持つ信位であり、Can結晶膜中の転 位の50%未満がGaN結晶のc面に平行な変位ベクト [0024] また本発明は、GaN結晶膜中の軽位の5 0 %未満がG a N結晶の c 面に平行な変位ベクトルを持 【0025】また本発別は、GaN結晶膜中の管位の5 0%以上がGaN結晶のc面に対して斜めに傾いた方向 ルを持つ転位であることを特徴とするGaN結晶膜に関 O転位であることを特徴とするG a N結晶膜に関する。

が、同じ帰阂域中の転位の50%以上である隔阂域を布 【0026】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ することを特徴とする!!1 族元素窒化物半導体ウェー る。面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位

[0028]また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ 域を有することを特徴とする111族元素窒化物半導体 【0027】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ る。面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域 中の転位の50%未満である層領域を有することを特徴 平行な変位ベクトルを持つ転位が50%未満である層韻 4、同じ帰領域中の結位の50%以上であり、数c面に る。面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位 とする111族元素窒化物半導体ウェーハに関する。 ウェーハに関する。

が、同じ層領域中の転位の60%以上である層領域を有 【0029】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ することを特徴とする111族元素窒化物半導体ウェー る。面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位

る。面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、回じ帰領域 【0030】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ 中の転位の40%未満である層領域を有することを特徴 とする111族元素窒化物半導体ウェーハに関する。

平行な変位ベクトルを持つ転位が40%未満である層領 域を有することを特徴とする111族元素窒化物半導体 【0031】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ が、同じ層領域中の転位の60%以上であり、該c面に る。面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位 ウェーへに関する。

が、同じ層領域中の転位の10%以上である層領域を有 [0032]また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ することを特徴とする111族元素窒化物半導体ウェ-る。面に対して斜めに傾いた変位ベクトルを持つ転位

る。面に平行な変位ベクトルを持つ転位が、同じ層領域 中の転位の30%未満である層領域を有することを特徴 【0033】また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ とする111族元素窒化物半導体ウェーハに関する。 [0034]また本発明は、ウルツ鉱型結晶構造におけ

20

特開2003-300800

3

评行な変位ベクトラを持つ信位が308米額がある超過 域を有することを特徴とする!!1族元素整化物半導体 が、回じ路接換手の衛指の10%以上があり、接に直に る。面に対して斜めに傾いた変質ベットルを持つ配置 ウェーへに関する。 [0035] また本発明は、前記塔領域を有する結晶膜 パターニングされたマスクが設けられ、該成長領域から 成長した結晶と合体して該マスクを扱って成る結晶順で は、異種基板上に成長された結晶膜であって、淡紫色基 桜上に複数の成長領域が形成するようにストライプ状に 成長した結晶が該マスクを介して降り合う成長的域がら ある上記本発明の111族元素強化物半導体ウェーバに

01

[0036]また本発明は、成長させる結晶とは異なる うにストライプ状にパターニングされたシスクを形成す る工程、該マスクの表面の清浄化処理を行う工程、該成 材料からなる異様基板上に複数の成長領域を形成するよ **長領域からファセット構造を形成しながら結晶成長さ**

せ、該マスクを介して隣り合う成長領域から成長した結 晶と合体して核マスクを覆い、さらに核ファセット構造 を埋め込んで数面を平坦化するようにエピクキシャル成 長する工程を育することを特徴とする!!」欧元素楽化 物半導体ウェーへの製造方法に関する。 【0037】また本格明は、上記111族元素電化物率 導体ウェーハを用いて作製された半導体装置に関する。 [8600] 【発明の支稿の形態】くCanは品版の成長方法>本色 明のG a N結晶膜の成長方法の一実施形態について図函 を参照して説明する。 [0039] 初めに、サファイア基板1上にGaNを含 む下地結晶膜2を成長し、その数面上にフォトリソグラ フィー法とウェットエッチング法を用いてストライプ状 のマスク 4を形成し、成長領域3を形成する(図1

が、下地結晶膜2の形成により予め転位密度をある程度 低減することができ、後に形成するG a N結晶膜 5 の低 位構造をより効果的に制御できるため、この下地結晶膜 2 は形成することが好ましい。このような下地結晶膜の 【0040】マスク4は基板1上に直接形成してもよい (a)),

どの111族元素窒化物が好ましい。なお、前記下地籍 ナル層の組成と回じである必要はなく、場合によっては 111族元素窒化物に限る必要もないが、上記エピタキ シャル層と同じ結晶系でウルツ鉱型結晶構造を有する材 m~20ヵmが好ましい。 薄すぎると十分な効果が得ら 晶膜の組成は必ずしも後にその上に形成するエピクキシ 料が好ましい。このような下地結晶膜の厚きは0.5% (0 < X < 1), Inx Ga1 - x N (0 < X < 1) ☆ 材料をしては、GaN、AIN、AI×Gal-×N れず、厚すぎるとクラックが発生しやすくなる。

[0041] このような下地結晶膜は、基板側から低温

パッファ層と高温成長層からなる多層構造とすることが 好ましい。低温パッファ層は、400~600℃程度の 比較的低温で成長させるアモルファスに近い結晶層であ 5。膜厚は0.01~0.1μm程度に薄く形成するこ とが好ましい。高温成長層は、950~1050℃程度 り、これにより高密度の結晶核を形成することができ の比較的高温で成長させた高品質層である。

は、有機金属気相成長法 (Metal-Organic 【0042】ここで、下地結晶膜の形成条件について-実施形態を挙げて簡単に説明する。下地結晶膜の形成

n:MOCVD)で形成することができる。下地結晶膜 Chemical Vapor Depositio り、一般に使用されているMOCVD装置を使用するこ の形成に用いるMOCVD装置は核圧装置の一種であ

ず、サファイア基板をMOCVD装置の基板ホルダに設 **買し、水業を流しながら数10Torr以上の減圧下で** 900~1100℃に基板湿度を保持し、数分から30 分間の熱処理を行った。この目的は、基板のクリーニン グにあり、水素圧力が高いほど良く、場合によっては1 気圧上でおこなってもよいが、減圧下で行うのは装置上 【0043】低温ベッファ層の形成にあたっては、ま の勘浴からたある。

過程に影響するようで本発明者らの実験結果から得られ 【0044】その後、基板温度を400℃~600℃に 降下させ、トリメチル・ガリウム (TMG) とアンモニ O 5 mmのGaN低温パッファ層を形成した。低温パッ ファ層の厚さの最適範囲については、低温パッファ層上 た数値である。したがって、下地結晶膜の材料がGaN でない場合や低温パッファ層上への高温成長層形成時の 昇温履歴や或いは昇温雰囲気が変われば、低温パッファ への高温成長GaN層の成長時における昇温時の結晶化 ア (NH3) を装置に導入して厚さ0.01μm~0. 層の厚さの最適範囲は変化すると考えられる。

【0045】低温パッファ層成長時に供給する111核 元素Ga原料(TMG)に対するV族元素窒素原料(N リアガスとして木素ないし窒素ガスを数百m1/分で丁 MG液体原料にパブリングさせて行い、NH3は前記V /111比になるように供給した。CVD装置には、必 要により、原料ガスに加えてキャリアガスとして窒素ガ ス、さらに水紫ガスを導入し、全圧力を30~700丁 orrとした。キャリアガスとしての窒素はアルゴンや ヘリウム等の不活性ガスに置き換えてもよい。 キャリア 知見が得られており、全圧力の $1/10\sim1/3$ 程度の H3)のモル比 (V/111比)は10000~300 00が好ましい。CVD装置へのTMGの導入は、キャ ガスとしての木茶は、低温パッファ層の結晶性に関わる 分圧にすることが好ましい。

20 【0046】低温パッファ層の成長条件は上記のように 比較的ゆるやかであり、この上層に高温成長層が形成さ

れ、多段階で下地結晶膜が形成される。

た。その後、450~500℃~降温し、アンモニアガ スとTMGをV/I I I 比= 20000、水素キャリア ガスをアンモニアガスの1.2倍、窒素キャリアガスを アンモニアガスの2.6倍供給して成長を行った。低温 パッファ屋の厚さは0.015µm~0.04µmの範 【0047】 さらに低温パッファ層の形成条件の典型例 を示す。サファイア基板の木素中でのクリーニングは、 100Torrの核圧下、1000℃で10分間行っ

【0048】なお、基板がSiCからなる場合のクリー ニングは800℃で行ってもよく、基板がMgA120 いからなる場合においても、サファイア基板に比べて低 温で行ってもよい。 基板のクリーニング時の温度や時間 については、用いる基板によって適宜、選択すればよ

い。また、このような基板のクリーニングは必須の工程 ではないが、実施することが好ましい。このような基板 のクリーニングを行うことによって、低温パッファ層上 る。また、このクリーニングの代わりに、下地基板のパ ッファ層形成装置へのローディング前に行う表面処理技 術を改良することによってもクリーニングを行った場合 に形成される高温成長層の結晶性の再現性が良好にな と同様な効果が得られる可能性がある。

らなる下地結晶膜について説明したが、GaNを主体と い。なお、下地結晶膜の材料としてはGaNや、GaN を主体としたものが好ましいが、種々の材料を適用する 【0049】以上、下地結晶膜の形成についたGaNが し、A1やIn、あるいはBを含んだ混晶としてもよ ことができる。

下地結晶膜により、基板界面から発生する転位がいっそ う低域され、マスク上の結晶領域における転位制御をよ り効果的に行うことができる。なお、低温パッファ層の 【0050】このような多段階成長法により形成された **みを形成してその上にマスクを形成してもよく、またマ** スクを基板上に直接形成した後、成長領域にのみに低温 パッファ層を形成してもよい。

く、このときマスク14の厚さは0,01~5μmが好 が好ましいがこれに限られるものではなく、SiNx等 ましい。マスクの材料としては、SiO2を用いること [0051] マスクの形状はストライプ形状が好まし の絶縁体膜でもよい。 【0052】マスク14の幅は0.2μm~2mmが好 い。一方、汝すぎると、下部結晶から貫通してくる転位 ましい。マスク幅を広くすることにより下部結晶から質 通してくる転位を効果的に遮蔽することができるが、広 くしすぎると、成長層の平坦化までに必要な順厚が著し く厚くなり、また、マスク上での異常成長や膜の反りが 起きやすくなるため、2mm以下とすることが好まし

が十分に遮蔽できないだけでなく、ファセット構造が十 分に形成されず転位の制御が不十分となり、その結果、

本発明の特徴的な転位の形態を有するG a N結晶膜を得 ることが困難となる。このことから、マスク幅は0.5 ェm~1mmの筒囲がより砕ましく、1ょm~500㎡ 日がさらに好ましい。

なり、その結果、本発明の特徴的な転位の形態を有する G a N結晶膜を得ることが因難となる。これらマスク幅 ~100μmがより好ましく、1~10μmがさらに好 アセット構造が十分に形成されず転位の制御が不十分と の比は0,000005~1が好ましく、0,0005 ~1がより好ましく、0.002~0.9がさらに好ま ましい。広すぎると貫通転位が多くなるだけでなく、フ をAとし成長領域の幅をBとした場合、B/ (A+B) [0053]また、成長領域3 (閉口部)の幅は、0. 01~100μmの範囲にあることが好ましく、0.

[0054] マスクのストライプの方向は、<11-2 0 > 方向もしくはこの方向と垂直な< 1 - 1 0 0 > 方向 からそれぞれ30度以内の方向が好ましく、<11-2 い。特に、HVPE法では、<111-20>方向もしく は<1-100>方向、MOVPE法では、<11-2 0>方向もしくは<1-100>方向がさらに好まし 0>方向が好ましい。

の欠陥の低減を図ることができる。このようにファセッ ト構造を形成して成長することで、結晶欠陥を大幅に減

らずことが可能になる。

20

【0055】次に、成長資換3に対しGaN結晶のエピ タキシャル成長を行う。マスク4の付いた基板をエピタ **ス、または、水素と窒素の混合ガスとN原料ガスを供給** しながら基板を所定の成長温度まで昇温する。温度が安 近してからGa原料を供給して、成長領域3にGaN結 晶層を成長する。結晶成長方法は、Ga原料に塩化ガリ キシャル装置の反応管に挿入して、水森ガス、窒素ガ ウム (GaC1)を用い、N原料にアンモニア (N

H3) ガスを用いる塩化物輸送法による気相成長 (VP E:Vapor Phase Epitaxy) である ハイドライドVPE法が好ましいが、Ga原料に有機金 E:Metal Organic Vapor Pha 属化合物を用いる有機金属化合物気相成長 (MOVP se Epitaxy)を用いてもよい。

有するファセット6が形成される(図1(b))。この ときのGaN結晶の成長条件はファセット構造が形成さ 【0056】GaN結晶は、初期段階ではマスク4上に 成長せず、成長領域3のみで結晶成長が起こり、成長領 城上のG a N結晶には基板の面方位とは異なる面方位を れるように650℃から1100℃の成長温度、N原料 の供給点はGa原料の供給量に対し等倍から1000倍 の範囲で行うことが好ましい。

様な効果が得られる。

[0057] さらにエピタキシャル成長を続けると、G a N結晶はファセット面に対して垂直な方向に成長が進 る。そして隣接する成長領域のGaN結晶のファセット むため、成長領域だけでなくマスク4を覆うようにな と接触する (図1 (c))。 [0058] さらにエピタキシャル成長を続けると、フ

20

9

特別2003-300800

アセットが埋め込まれ(図1 (d))、最終的には、平 坦な表面を有するG a N結晶膜 5 を得ることができる 【0059】 通銘、サファイア 慰仮上にGaN結晶の結 もなう転位は、界面と垂直方向に伸びるために、たとえ エピタキシャル脳を厚くしても、幅位の低減は見られな 晶成長を行うと、基核との界面で発生した結晶欠陥にと

み、基板と垂直に伸びていた転位が垂直な方向へ伸びる ことができなくなる。転位はファセットの成長とともに 出てしまうか、閉ループを形成する。その結果、エピタ キシャル膜の膜厚増加に伴い、上部の成長領域では結晶 【0060】本発明における成長方法では、選択成長に より成長領域にファセット構造を形成している。このフ アセットは成長速度が他の面より遅いために現れる。フ **横方向に曲げられ、そのほとんどの転位は、結晶の端に** 欠陥が減少していく。これにより、エピタキシャル順内 アセットの出現により転位がファセットに向かって通

め、ファセット構造のうち基板面と同じ面が消えるのが からファセット構造のうち装板面と異なる面の方向に伸 [0061] 特に、Ga原料に塩化物を用いる塩化物輸 はやい。したがって基板と垂道に伸びる転位は、はやく 送法による気相成長では、GaN結晶の成長が速いた びることになりGaN結晶における後点に使びる転位 (黄通転位)を大幅に減らすことができる。

有機金属化合物気相成長では塩化物輸送法による気相成 N結晶のファセット構造のうち、味板面と同じ循が遠く消 【0062】なお、Ga原料に有機金属化合物を用いる 長と比べて成長速度が近くなるが、上述のようにのGa えるようにすればよい。例えば成長領域に対するマスク の面積を大きくすればマスク上からの成長種の供給量が 増えるため成長領域におけるGaN結晶の成長を述める ことができる。

はったい、「n O n NM、A I C n NMからにはし n N さらに成長するこれらの結晶膜に不純物を添加しても同 [0063] またG*Nのエピクキシャル皮及について **資をエピタキシャル成長しても同様な効果が得られる。**

[0064] 上述のように、本実施の形態で得られるG 域少させることができる。このため、異種基板(例えば サファイア基板)上に作製する積層構造の結晶性を改誇 a N結晶膜は、結晶欠陥が大幅に減少しており、このG a N結晶限上に形成する半導体レーザ等の素子構造 (G a N結晶膜を含む積層構造)における結晶欠陥も大幅に することができ、優れた特性を有する半導体レーザ等の 半導体装置を提供することができる。

[0065] また、このようなGaNの結晶膜の膜障を

所望の厚さに成長した後、少なくともサファイア基板等 の異種基板を除去することで、好ましくは異種基板とマ スクとG a N結晶膜の一部を除去することで、結晶欠陥 の少ないGaN結晶膜が得られ、これを基板として用い ることで半導体レーザ等の素子を形成する上でさらに様 々な利点が得られる。

【0066】例えば、半導体発光素子の製造にGaN結 晶膜の基板を用いた場合は、サファイア基板等の絶縁性 の異種基板を用いた場合に問題となっていた半導体発光 【0067】さらに、GaN結晶膜からなる基板 (Ga 素子における基板裏面への電極形成が可能になる。

N結晶膜基板)上に形成する半導体発光案子がGaN結 晶膜を含む半導体レーザの場合は、GaN結晶膜基板と 【0068】なお、上記では、GaN結晶膜基板を用い て茶子を作製した場合の利点について説明したが、サフ ァイア基板等の異種基板上に、前述の選択成長方法によ り所望の厚さのG a N結晶膜を形成した後に半導体素子 構造を順次作製し、その後、この異種基板を除去するこ とによっても、基板英面への電極形成と、劈開による共 【0069】サファイア基板等の異種基板上へのGaN 結晶膜形成時の膜厚としては、20μm~1mmが好ま 板器ミラーの形成が可能であることは含うまでもない。 半導体レーザの積層構造との劈開面が同じであるため、 劈開による共振器ミラーの作製が可能となる。

る場合には、結晶成長する側のG a N結晶膜の面だけで なく、異種基板付きGaN結晶膜から異種基板やマスク 等を削除した側、すなわちGaN結晶膜の異種基板側の 異種基板とともに除去するGaN結晶膜の厚さは300 用いることにより、形成される半導体系子の積層構造の 結晶性を改善することができ、その結果、優れた特性を 【0070】また、GaN結晶膜上に素子構造を形成す 【0071】このようなGaN結晶膜を繋子基板として μm以下が好ましく、5~150μmがより望ましい。 面を利用して素子構造を形成してもよい。この場合に、 有する半導体素子を提供することができる。

【0072】また半導体発光素子に適用した場合は、サ ファイア基板で問題となっていた半導体発光素子におけ る基板裏面への電極形成が可能になる。

【0073】さらに半導体発光素子が半導体レーザの場 **ず構造を形成しても、劈開による共版器ミラーの作製が** 合は、GaN結晶膜と劈開面が異なる異種基板上にレー

【0074】次に、以上のようにして作製したGaN結 晶膜の結晶構造について詳細に説明する。

20 【0075】<転位の基本構造>まず、本発明の理解の る。GaN結晶は、六方晶単位格子から構成され、結晶 中の各方位を表す指数と転位構造の関係は図2のように なる。一般に、六方晶構造を持つ結晶中には、転位によ ために、GaN結晶中の転位の基本構造について説明す

ってもたらされる原子間の変位ベクトルであるバーガー >、<11-23>/3の3権類が存在することが知ら スペクトルbとして、<11-20>/3、<0001 れている。

トルで正負の符号を考慮すると6個存在し、<0001 面に対して斜めに傾いた方向であり六角錐の稜a+cと >はc軸と箏笛で2個存在し、<11-23>/3はc た六方晶格子のc面に平行なa輪ペクトルと等値なペク [0076] ここで、<11-20>/3は図2に示し 等価で12個存在する。

ベクトルもが定義され、転位線の走る方向が変化したと してもパーガースペクトルもの方向が変わることはあり 【0077】 一本の転位に対して必ず一つのベーガーン

e)」、「韓版 (screw)」といった序び各は、哲 位線の走る方向に対してパーガースベクトルらがそれぞ れ、垂直、平行な場合を示している。刃状と螺旋のキャ ラクタが盗ざった場合、すなわち転位線に対してパーガ ースペクトルbが斜めのときは「混合 (mixed)」 【0078】 転位のキャラクタを示す「刃状(edg

既位と呼ぶ。

【0079】こうした規則に従えば、六方晶格子の [0 001] 方向(すなわち。軸方向)に沿って走った転位 は、パーガースベクトルb=<11-20>/3のとき は刃状転位、パーガースペクトルb=<0001>では **数 に 位 が 一 ガー スペクトル P = < 1 1 - 2 3 > / 3** では混合転位であると定義付けられる。

しく、80μm~500μmがより好ましい。

【0080】転位の呼び方で注意すべき点は、一本の転 位内で、パーガースペクトルもの方向に対して核位級方 向が変化する場合である。 転位は必ずしも図2に示すよ いる場合が多い。ここで、極端な例として転位線が輪状 に形成されている場合を考えると、パーガースベクトル bと平行に走る部分は螺旋転位となり、パーガースペク トルbと垂直に走る部分は刃状転位となる。つまり、一 本の転位の中で複数の呼び名を持つことになる。そのた 曲がった転位は、パーガースペクトルトの方向で定 義しなほうがより正確である。特に、本発明のG a N結 晶膜中の転位は後に示すように折れ曲がった形態をもつ うに其っ直ぐに走っているとは限らず、むしろ曲がって ため、以下、本文中ではパーガースペクトルbの方向に よる転位の定義付けも適宜行うものとする。 40

膜中の転位は。軸に沿って走っている。すなわち、転位 **湶は膜を貫く形で存在しており、このような転位を、上** 記の呼び名とは別の意味、すなわち隣の厚さ方向に貫く 【0081】なお、一般的に、サファイア基板上のG a N結晶膜は、六方晶格子のc軸に沿って成長し、通常 **転位の意味で「貫通転位」と呼んでいる。**

【0082】<転位キャラクタの判別方法>次に、本発 明における転位キャラクタの判別方法について説明す る。本発明においては、主に透過電子顕微鏡 (TEM)

により転位の複数を行った。

している。つまり、転位近傍の格子面はその他の領域に よって優先的に励起された回折アームを対物絞りで抽出 し結役させる手法を用いる。これは、TEMサンブル中 の特定の結晶格子面によって入射電子線を回折させるこ とに対応している。この手法により観察されるTEM像 における転位のコントラストは、格子面による位子線の 回近条件が転位近傍で局所的に異なっていることに起図 比べて局所的に湾曲しているため、転位の存在する部分 とそうでない部分では粒子線のブラッグ反射条件が異な り、TEM像中では転位線の形状に対応したコントラス A、入料箱子級に対してTEMサンプルを倒け、それに [0083] 一般に、配位をTEMにより観察する場

在し(1の部分)、この転位は図示した方向にバーガー 【0084】実際のGaNの結晶構造は六方晶格子を持 を持つ結晶格造を用いて上記原理を説明する。単純立方 格子の結晶中に存在する転位の周囲の格子面の模式図を 図3に示す。この場合、紙面に垂直に走る刃状転位が存 つが、ここでは説明を簡単にするために、単純立方格子 スペクトルbを有している。 [0085] 本図で注目すべき点は、パーガースペクト ルbと平行な方向に法線ベクトルBAを持つ格子面Aは が、パーガースペクトルbと垂直な方向に法線ペクトル BBを持つ格子面Bは転位線近傍でも湾曲していないこ 転位の存在によってその付近で局所的に湾曲している

の他の領域で異なるために転位線のコントラストが出現 【0086】ここで、格子面Aを用いてTEM像を結像 した場合は、上述のプラック反射条件が転位線近傍とそ する。これに対して格子面Bを用いてTEM像を結像し た場合は、転位線による格子面の湾曲が存在しないため に転位級のコントラストは出現しない。 [0087] つまり、TEM観察の際に選択された回折 格子面の法線ベクトル(「回折ベクトル」と呼ぶ。) B なわち、それぞれのベクトルの内積がゼロ(回折ベクト ルB・パーガースペクトルb=O)の協合に信位のコン と転位線のバーガースベクトルトが垂直である場合、す トラストが消滅することになる。

[0088]こうした原理を逆に利用すれば、未知の転 位キャラクタ(刃状、繋旋、混合)を決定することがで

【0089】図3の配位キャラクタが未知であるとして 以下に転位キャラクタの決定方法を説明する。ここで示 した結晶構造は単純立方格子なので、転位のバーガース ベクトルは、格子面Aに垂直な方向、格子面Bに垂直な 方向、紙面に垂直な方向の3種類の内のいずれかであ [0090] まず、任意の格子面を用いてTEM観察を 開始する。例えば、格子面Aで電子線を回折させると

地位2003-300800

8

してるか、すなわち結晶に対する転位線の走っている方 向が決定される。この場合は、転位線はTEMサンプル ストから T EMサンプル中にどのような形で転位が存在 とがわかる。なお、この異類条件で低位が視察されると いうことは、そのパーガースペクトルもは格子前Bに重 直な方向や紙面に垂直な方向ではないということもでき (回折ベクトルga)、 TEM像中に出現したコントラ の表面法線(電子線の人件方面)に平台によっているこ

【0091】次に、同復野に対して別の格子面は「四折 失するが、このことから転位のパーガースペクトルもは 的に判明し、結果として囚示したパーガースペクトルも ベクトルg B)を用いて模察を行う。コントラストは消 回折ベクトルg&に垂直な方向を持っていることが一義 の方向が決まる。 [0092] 最終的に、この場合は、転位線方向に対し てパーガースペクトルもは垂直であるため、転向が刃状 転位であることがわかる。 [0093] 上記の例は最も簡単な単純立方格子中の刃 状態位の場合であったが、この原理は図2に示したパガ 福格子やそれ以外の結晶格子中に存在するあらゆるセボ にも同様に適用でき、GaN結晶中に存在する転位キャ ラクタの判別方法として確立されている。

に、世間の方法に従って作製されたGaN結醯酸のTE M観察等の結果に基づいた、本発明のGaN結晶版の位 [0004] <本答明のCan結晶限の制度時間に 位構造を説明する。

ライブ方向から見たTEM原面等質には、重直方向に走 た。個々の配位のキャラクタを同別した結果、関抗転促 【0095】まず、下地結晶層のみに着目すると、スト が全体の10%以上で、残りの殆どは混合に位ぐわり、 る暗い線状のコントラスト、即ち貫通転位が観察され

たGaN結晶層に着目すると、その転位の殆どは下地結 た欠陥は規察されなかった。また、この引き継がれた形 【0096】次に、マスク開口部の成長領域から成長し 晶層の質通転位を引継ぎ、両層の界面には新たに発生し に、マスク近傍では、マスクを綴うように近れ曲がった このような転位の折れ曲がりは上層のGaN結晶層の約 転位がパイルアップしている様子が観察された。また、 位は、その多くが折れ曲がった形態をとっていた。特 螺旋転位は非常に少ないことがわかった。

トルロが<11−20√/3の素値と、下過結晶器の出 を変化させることによって転位のコントラストが見えた 合転位を引き継いだパーガースペクトルトが<11-2 部の同一視野をTEM複繁したところ、回折ベクトルB ら、下地結晶層の刃状伝位を引き継いだパーガースペク り見えなかったりする様子が観察された。この鏝稿か 【0097】4種類の固所ベクトルドを用いて時前の 5 μ μ の厚さ内で生じていることが視察された。 3>/3の転位が判別できた。

【0099】また、前者の転位をステレオマイオグラフ (TEM写真面に相当) に対して約30度傾き、転位の つまり、前者の転位は、下地結晶層中に刃状キャラクタ たものである。下地結晶層中の転位の70%以上を占め ていた刃状配位は、殆どいのようなメカニズムで折れ曲 がろため、大多数の転位がG a N結晶層を貫通しなかっ この結晶層中で折れ曲がり、螺旋のキャラクタに変化し イー、及び膜表面に垂直な方向からTEM観察すると、 持つバーガースペクトルbと平行であることが解った。 を持った転位が上層のGaN結晶層に引き継がれた後、 ff もなった 大子になった 部分は、 TEM ナンプラ 国 たものと期待される。

り面上には存在せず、TEMサンプル面にほぼ並行に存 [0100] 一方、後者の転位ついては、TEM観察か ら混合転位であることがわかり、また、折れ曲がって基 板と水平になった部分は前者の転位と異なり、もはや滑 在する [1-100] 方向に平行に走っていることが解 った。また、このような後者の転位はファセットを起点 カリトだち祖がったいた。

【0101】このことから、下地結晶隔中で混合転位だ った転位は、上層のGaN結晶層に引き継がれた後、フ アセットを起点として折れ曲がり、ファセットの成長に 伴って基板と水平方向に伝播しているといえる。

[0102] 以上に説明した転位の構造を図示すると図 4のようになる。

[0103] 次に、さらに詳値に、マスク上領域での危 【0104】図5は、GaN結晶膜5中のマスク上領域 位格造ならびに結晶構造について説明する。

の欠陥構造を表す断面のTEM写真である。マスクのス トライプ方向はG a N結晶の [11-20] 方向に沿っ

たものである。注目すべき点は、図中にD1、D2で示 1] 方向に伸びた欠陥が存在していることである。こう した欠陥はマスク方向が [1-100] のものでも存在 ており、TEM像はそのストライプ方向に平行に観察し したように、マスクの中央部および揺笛から [000 することを確認した。

陥部分をクローズアップし、異なる回折ベクトル g で観 寫したTEM像である。これより、D1欠陥は2種類の 転位群から構成されていることがわかる。 その一つは図 6 (a) で観察される、TEMサンプル表面(紙面)に 転位業片であり、そのコントラストは図6(b)の回折 れも [0001] 方向に垂直なパーガースベクトルbを [0105] 図6 (a) 及び(b) は、それぞれひ1欠 垂直に走り [0001] 方向に沿ってパイルアップした ベクトル 8では消滅している。これらは、転位群が [1 1-20] 方向に走り [0001] 方向に整列し、いず

持つことを示している。他の転位群は、図6(b)で顕 著に観察されるような、 [0001] 方向に沿って走る

[11-20] 方向から観察した際の高分解TEM像お (a) では輪切り状の転位が、図6 (a) と同様に.[0 【0106】まず、前者の転位群について詳細に解析し ていく。図7 (a) 及び (b) はそれぞれD1欠陥を よびそれに対応する透過電子線回折図形である。図7 001] 方向に周期的に整列している様子が観察され る。その整列した面を境界とした両側の結晶の格子縞の トが観察され、高次の回折サイトほどスプリット闡隔が 広くなっている。以上の結果から、D1欠陥は、 [11] -20] 方向にその回転軸をもつ小傾角粒界の性質を持 傾きを注意深く観察すると、図7 (a) の挿入図に示す ようになっていることが解った(図中の矢印は結晶のc 軸を示し、傾きは誇張して描いてある。)。また、図7 (b) の回折図形においてもスプリットした回折スポッ つと結論できる。

【0107】この小傾角粒界を構成する転位群のパーガ て原始的周期でサーキット (バーガースサーキット) を 描くと転位のバーガースベクトルbを検出することがで ようにパーガースサーキットを描いた結果であり、転位 の存在によって終点のFと起点のSとの間にメレが生じ 20>/3に相当)の絶対値を持ったベクトルが本転位 た。結晶中に転位が存在する場合、転位を含むようにし 右→下というように左右、上下の辺の長さが等しくなる のパーガースペクトルbとなる。但し、ここで得られた スペクトルbの [11-20] 方向への故影であること きる。図7 (c) は、Sを超点として転位芯の左→上-/2(aはGaN六方晶格子のa軸ベクトルで<11-パーガースペクトルbは、あくまで転位の真のパーガー この小傾角粒界を構成している転位は1種類であること ースペクトルbは、図7 (c) に示す方法で直接決定し ている。ここで、超点Sから終点Fに向かい31/2 a に注意を要する。こうした個々の転位に対する解析を、 小傾角粒界を構成する殆どの転位に対して行った結果、 がわかった。

って形成される余剰半格子面が転位線の下側に存在して いることである。図2でも明らかなように、転位の存在 【0108】この転位構造で着目すべき点は、転位によ によって必ず余分な格子面が形成される。転位は通常 「T」の記号で表示されることが多いが、この場合

「T」の縦棒のように転位芯の下側に余剣半格子面が存 在している。こうした余剰半格子面が個々の転位の下側 に小傾角粒界中の転位の数だけ存在しているため、小傾 角粒界の両側の結晶は図7 (a)の挿入図のように傾く ことになる。

その結果、D2欠陥もD1欠陥と同様に小傾角粒界であ 【0109】同様の観察をD2欠陥に対しても行った。 ることが判明した。しかながら、D1欠陥と異なる点

は、第1に個々の転位の周期的配列間隔がD1欠陥のそ れ (約7 nm) に比べて2~4倍広いこと、第2に低位 のパーガースペクトルもの絶対値はD1 欠陥のそれと同 値であるが逆向きになっていることである。つまり、余 **科半格子面が転位線の上側に存在しているため、D2欠** 協の場合、小傾角粒界の両側の結晶は図1(a)の挿入 図とは異なり、c軸の方向が粒界面から離れるように傾

造を単純に模式的に表すと図8に示すようになる。すな わち、D1、D2欠陥は共に小傾角粒界であり、それぞ れを構成する転位は回値で逆向きのバーガースベクトル の間隔は膜の上部にいくに従って広くなり、D1 欠協は マスク上約5μm、D2欠陥はマスク上約2μm以上の 内の転位の間隔が広くなるに従って小さくなるので、マ 【0110】以上の結果を総合して、マスク上の欠陥構 bを有するため、マスク上領域のc軸が開口部(成長領 透過電子線回折図形から見積もったマスク上約2 " m質 域の平均的な c 軸の傾きは約 1 度であった。 個々の転位 領域では観察されなかった。小傾角粒界の傾きは、粒界 スク上のc軸の傾きも個々の転位間の増大とともに減少 **様3) 上領域の c 軸に比べて傾いた構造になっている。** し、結局消失することになる。

は、下地結晶膜中の刃状転位を引き継ぎ上層のGaN結 き継ぎ回様に水平方向に折れ曲がった転位(以下「B極 位」という。)である。ここで、A転位のパーガースベ の水平部分が突き出していると考えられるが、ファセッ [0111] 次に、D1、D2欠陥を形成する転位の起 頃および構造について説明する。前述のとおり、GaN という。)、他の一つは、下地結晶膜中の混合転位を引 クトルbはく11-20>/3で六方晶格子のa軸ベク に、小傾角粒界を構成する転位のパーガースベクトルb ルと辞価なパーガースペクトルbの [11-20] 方向 欠陥を構成する小傾角粒界中の転位の起源はA転位であ ると考えられる。マスク上で閉口部から成長した結晶が 合体する前のファセット表面には、近れ曲がったA低位 への投影値である可能性が高い。それゆえ、D1、D2 の絶対値は31/2a/2であり、この値がa軸ベクト 温膜中で水平方向に折れ曲がった帳位(以下「A転位」 結晶膜中には主として2種類の転位が存在する。一つ トルと毎佰であることには値する。先にも述べたよう トが合体した時点でその転位が結晶中に取り込まれ口 1、D2欠陥が形成されたものと考えられる。

[0112]次に、図6 (b) に頻察されたD1欠陥中 に含まれるもう一つの転位群について説明する。TEM 解析によれば、これらの転位群はパーガースベクトルト が<111-23>/3タイプの転位であることがわかっ た。さらに図6(b)では、矢印に示したような折れ曲 がった形状の転位がしばしば視察された。こうした形態 からこれらの転位群の起源はB転位であり、GaN結晶 のファセットの成長時に横方向に伝播してきたB転位・

特別2003-300800 小優角粒界を構成する低位は、GaN結晶膜の表面と半 よって、照口部上と比較してマスク上における環通転送 が、ファセットが合体したロー欠階の位置で再投機方向 に伝播したものと考えられる。原理的には、先に述べた とにはならない。しかし、8板位の縦方向への再伝播に 密度が大きくなり、これが結果的にGaN結晶膜中の残 行な面上に存在するため、鉄通転位密度を上昇させるこ 留買通転位の起源になると考えられる。

[0113] < 駿厚と街位治度の抽移>次にG * N結晶 膜の膜厚と転位密度の推移について説明する。

た示した

図のサンプル中では下地

な問題

図のサンプル中では下地

な問題

の

の

と

の

a N 結晶 転位が最初に横方向に折れ曲がるのは、マスク閉口部上 であり、ファセットが形成されその斯面が三角形状のG [0114] 前述の説明から、A転位はGaN結晶膜中 で横方向に折れ曲がって、マスク上領域で小傾角粒界を 構成する。小傾角粒界が膜表面に平行に走る転位群から 隣成されるため、一旦折れ曲がったA転位は最終的に結 つまり、A転位は小傾角粒界の長さ以上、すなわちここ 隔5の界面から5 u m以上には存在しない。さらに、A したがって、A転位の密度は、関ロ幅で大きさが決定さ れるファセットの三角形の高さ以上の隣摩部分で急激に 外に達するまで膜表面に平行に存在しているといえる。 a N結晶が成長し終わる前の段階である(図4参照) 減少することになる。

20

[0115] -- 方、B 転位の伝播収歴は、まずファセッ マスク中央部で再度維力向に近れ曲がって上部。伝播す るため、原則的には開口部からの転送密度をそのまま引 ト間6を核方向に存れ曲がった。メッの中央に向から き継ぐことになる

(c面に対して平行な変位ペクトルを持つ転位) とB底 【0116】上記観点から、本発明に従って形成したほ 位) が存任する。図では、マスク中央のストライプ方向 に沿って走る転位は、それぞれ単独に存在するように描 かれているが、下記のマスク形成状態等の成長条件によ a N階語版の概位構造を図してに扱いのにかした。ここ っては、マスク語でストライプ方向に曲がったA 無位と では幅位の代表的な構造が描かれており、主にA転位 位(中国に対してはめに低いた政策ペクトルを持つ制 らながっているものも存在していた

[0117]以下、低位構造に起因する、概章に依存す る膜表面の転位密度の推移を述べる。

軽位密度層)において、A転位(c面に対して平行な変 いた変位ベクトルを持つ極位)すなわちド地結晶2中の [0118]まず、各転位の全転位密度に対する割合の 債移については、本発明によるGaN結晶減平では、14 17に示すような上記転位構造によって、上層領域(原 位ベクトルを持つ極位)すなわち下地は晶中の刃状転位 であった軽位が減少し、B配位(c面に対して斜めに値 ため、全転位数に対するA框位の割合は少なくなり、反 混合転位であった転位はそのまま上部層へ引き継がれる

20

[0119] ここでは、上記TEM観察によってGaN 般的な方法でサファイア基板上に直接成長したG a N結 **晶膜中では、B転位の割合が30%以下であったのに対** して、マスク幅、関口部幅、マスク周期に対する関ロ部 幅の割合、マスクのストライプ方向を変化させることで 全転位数に対して少なくとも50%以上がB転位となる 結晶膜中の転位のキャラクタを判別した結果、従来の一 頃域が存在することを確認した。

転位の伝播履歴を反映した転位分布について述べる。図 9 は、エッチピット法により膜表面に突き出た転位を検 出した結果を示すグラフであり、縦軸にはエッチピット 密度、横軸にはストライプ方向に垂直な方向の距離をと は、マスクストライプの周期に対応した転位密度の増減 が確認される。しかしながら、こうした周期的分布も膝 厚の増大とともに消失し、膜厚95μmでは観察されな ず、膜表面が平坦になった直後に観察される、上記混合 り、厚さの異なる2種類のG a N結晶膜について示され [0120]次に、全転位密度の推移については、ま ている。 膜表面が平坦になった時点の膜厚37μmで

[0121] 図10は、GaN結晶膜表面で検出された である。膜厚が30μm以内における転位密度の急激な へ掃き出されたためである。一方、残った転位は膜厚の 全エッチピット密度を膜厚に対してプロットしたグラフ 減少は、A転位が前述の機構で横方向に伝播して結晶外 増加と共に殺やかに減少していくことがわかる。

后位密度、特に上層領域中の全転位密度に対して大きな 影響を与えることがわかる。たとえば、下地結晶膜内に あるいは下地結晶膜内の全転位密度を低減できないまで を選ぶことが望ましい。このとき、この島状結晶の表面 結晶を成長させることがより好ましい。この成長条件と に窒化させること、あるいは、基板結晶の表面の面方位 [0122] 上記の転位構造から、下地結晶膜内におけ る転位密度や転位キャラクターが、最終的な結晶中の全 おける混合転位(c面に対して斜めに傾いた変位ベクト も混合転位の比率を低減することができれば、最終的に はより全転位密度の少ないG a N結晶を得ることができ 最初に六方晶G a Nの島状成長が生じるように成長条件 が原子的に平坦で、原子的ステップ(段差)が生じない して、例えば、異種基板結晶安面をG a N成長前に十分 る。混合転位を削減させるための手段として、好ましく として(0001)などの低指数面からできるだけ傾き ルを持つ転位、B転位)を少なくすることができれば、 は、異種基板結晶上にGaN系結晶を成長させる際に、 を少なくすることなどが有効である。

よって結晶中の転位を直接観察し、その数を計測する方 **缶である。本発明に記載したような、エピタキシャル薄** は主として二つの方法がある。第一は透過電子顕微鏡に 【0123】 <転位密度の測定>転位密度の計数方法に

襲中の貫通転位に対しては、断面観察(膜表面に垂直な 方向に沿う観察)と平面観察があるが、転位密度を計数 する場合は、精度上、平面観察が望ましく、かつできる だけ広い範囲を観察することが必要である。

【0124】第二は膜表面に貫通転位が突き出した部分 は走査電子顕微鏡を用いて計数する方法である。 この場 合、上記透過電子顕微鏡法に比べて広い範囲を計数対象 - 対一に対応することの確証が必要であり、あらかじめ を化学容液によって選択的にエッチングし、結果的に形 領域にすることができるため、統計的に信頼性の高い値 を得ることができる。但し、エッチピットと貫通転位が **化学浴液を適切に選択し、エッチピット形成のためのエ 成された窪み (エッチピット) の数を光学顕微鏡もしく** ッチング条件を精度良く決定しておかなければならな

説明する。本実施の形態は、上記のようにして作製され たGaN結晶膜上にGaN系半導体素子を作製するもの 【0125】<GaN系半導体装置の製造>GaN系半 導体装置の製造の一実施形態について図11を参照して である。特に、GaN系半導体発光紫子の作製について

[0126]まず、上記のGaN結晶膜の成長方法に従 って、基板1上にn型GaN結晶膜65を形成する(図 11 (a) 及び(b))。

N系半導体発光素子の素子構造を作製する。n型GaN し、所定の温度、ガス流量、V 族元素/111 族元素比 7、n型GaN光ガイド路68、アンドーブInGaN 盘子并戸構造活性層69、p型A1GaN層70、p型 量子井戸層とアンドープⅠnGaN障壁層からなる多重 **【0127】次に、このn型GaN結晶膜65上にGa** 結晶膜 6 5 が形成された基板をMOCVD装置にセット 2、p型GaNコンタクト層73を順次形成して発光素 で、n型GaN層66、n型AlGaNクラッド圏6 GaN光ガイド磨71、p型AIGaNクラッド隔7

系半導体発光素子嚢面側にn型電極74を形成し、表面 器にセットし、基板1、下地結晶膜2、マスク4及びG a N結晶膜の一部を研磨してn型G a N結晶膜 6 5を移 出させる。韓田したGaN結晶膜の面、すなわちGaN 【0128】次に、発光素子構造を形成した基板を研磨 側にp型電極75を形成する(図11(d))。

子構造を作製する (図11 (c))。

[0129] 本実施の形態により以下の効果が得られ

[0130] 本発明のGaN結晶膜上にGaN系半導体 を用いた成長で問題となっていたGaN系半導体素子構 **新子構造を成長することにより、従来のサファイア 基**板 造におけるエピタキシャル成長膜の結晶性が改善でき、 **衆子特性を向上させることができる。** [0131] 特にGaN系半導体発光素子の場合におい ては、英面に電極を形成することができるため、従来の

a N結晶膜の表面に形成することなく素子を作製でき塩 ようにドライエッチング等の複雑な作製工程で電極をG 極作製工程が簡略化できる。

ザ構造の共版器ミラーは劈開により形成することが困難 導体レーザの場合は、結晶欠陥が少ないG a N結晶障膜 を形成した後に、基板、マスク等を除去することで、劈 開によりGaN系半導体レーザ構造の共振器ミラー面を 形成できる。サファイアとGaN結晶とは結晶の劈風面 であった。これに対し、本発明では結晶欠陥が少ないG a N結晶膜 6 5 を厚く成長することができるため、サフ ァイア 基板やマスクを除去してもG a N結晶膜上に形成 したGaN米半導体レーが精通には影響はなく、またG エッチング等による複雑な工程で共振器ミラー面を形成 したものに比べ大幅に簡略化でき歩留まりも大幅に向上 [0132] またGaN系半導体発光素子がGaN系半 が異なるため、従来、サファイア基板上に作製したレー a N結晶膜65上のレーザ構造は劈開により共振器ミラ 一面を形成できる利点を持っているため、従来のドライ

[0133] なお、上記の説明では、GaN結晶膜上に GaN系半導体素子の積層構造を作製した後に基板1と マスク2とGaN結晶膜65の一部を除去したが、Ga N結晶膜を形成し基板1とマスク2とGaN結晶膜65 の一部を除去した後にGaN系半導体素子の積層構造を

【0134】またGaN系半導体素子としては、GaN 米半導体レーザやGaN系LED等のGaN米半導体系 光素子の他にFETやHBTなどのデバイスにも適用可 [0135] < GaN結晶膜の転位のキャラクタ組成> 前記のG a N結晶膜の成長方法に従ってサファイア基板 上に成長したGaN結晶膜において、サファイア基板と マスクを含む下層領域が除去されたGaN結晶膜は、含 有される転位の過半数がGaN結晶のc面に対して斜め に傾いた変位ペクトルを持つ転位 (B転位) であること が、前記のTEMによる解析で確認された。これに対し て従来の一般的な方法でサファイア基板上に直接成長し たG a N結晶膜(サファイア基板を除く結晶層領域)中 では、B転位の割合が30%以下であった。また、本発 明のG a N結晶膜の上層領域(サファイア基板とマスク を含む下層領域が除去された結晶領域)中のA転位(G a N結晶のc面に平行な変位スペクトルを持つ転位)の 全転位数に対する割合は、従来のGaN結晶膜中のそれ に対して少なくなっており、本発明の結晶膜の上層領域 中に含有される転位は、ほぼB転位とA転位のみであっ

度が低減していることを意味する。よって、半導体レー [0136] 本発明のGaN結晶版は上記の特徴的な転 位構造を有するため、GaN結晶膜中のB転位の割合が 増大していることはA転位が低減、すなわち全転位の密

特限2003-300800 ザ等の半導体装置の用途に好適なG a N結晶膜は、B 低 位がGaN結晶膜に含有される転位中の50%以上であ ることが好ましい。また、このGaN結晶膜中のA転位 の全転位数に対する割合は50%未満であることが好ま 満であることが好ましい。このGaN結晶膜中の全転位 しい。さらにA転位の転位密度は1×10*/cm²未 の配位密度は2×10*/cm²以下であることが好ま しく、1×10⁷/cm²以下でわることがより好まし

ファイア 基板 七へ形成するGaN結隔膜の腹壁は、20 nm~1mmが好ましく、80nm~500nmがより N結晶膜の厚さは300μm以下が好ましく、5~15 0 μ m がより望ましい。 下地結晶脳を形成している場合 **はサファイア基板等の除去とともに下地結晶層も除去す** 【0137】また、サファイア基板とマスクを含む下層 好ましい。また、基板とともに除去する下部領域のGa 領域を除去して好適なG a N結晶膜を得るためには、 ることが好ましい。 [0138]以上は、GaNからなる推躍感にしてい場 族元素蜜化物半導体であれば適用可能である。GaN以 AIGan、Inn等が挙げられる。なお、ボロンと後 来からなる111族元素選化物半導体の結晶構造は立方 晶であるが、111族元素窒化物半導体にボロンが含有 されていても、ウルツ鉱型結晶構造を保てる含有弧の範 明したが、本発明はウルツ鉱型結晶構造を有する111 外の111族元素窒化物半導体としては、1ヵGaN、 用であれば本発明に包含される。

[0139] <111 | 販元楽室化物半導体ウェーハン半 導体レーザ等の半導体装置に好適な111族元素窒化物 半導体、すなわち111核元素窒化物半導体ウェーハ

は、ウルツ鉱型結晶構造における。面に対して斜めに傾

の割合は、60%以上が好ましく、70%以上がより好 (B転位)が、同じ帰領域中の転位の50%以上である **陽領域を有する。この層領域の全転位数に対する B 転位** れた理想的な状態はB転位以外の転位(特にA転位)の 発生を完全に抑えた状態であるため、B転位の割合の最 も好ましい値は100%であり、これがB転位の割合の ましい。さらに70%~90%の範囲にあることが好ま しい。本発明においては、層領域中の転位が最も低減さ これ数句スクトラ(パーガースペクトル)を持り結合 上限でもある。

[0140]また、半導体レーザ等の半導体装置に好適 な111族元素窒化物半導体ウェーへは、ウルツ鉱型結

昭寅城を有する。この昭原城の全位位数に対する A 恒位 の割合は、40%未満が好ましく、30%未満がより好 れた理想的な状態はB転位以外の転位の発生を完全に抑 (A転位) が、同じ層鎖域中の転位の50%未満である ましい。さらに30%~10%の范囲にあることが好ま しい。本発明においては、兩領域中の転位が最も低減さ 晶構造における。面に平行な変位ベクトルを持つ転位

20

えた状態であり、特にA転位の発生を完全に抑えた状態

【0141】また、半導体レーザ等の半導体装置に好適 な111族元素窒化物半導体ウェーハは、ウルツ鉱型結 晶構造における。面に対して斜めに傾いた変位ベクトル を持つ転位(B転位)が、同じ層領域中の転位の50% 以上であり、該。面に平行な変位ベクトルを持つ転位

く、さらにB転位が70%以上でA転位が30%未満で (A転位) が50%未満である層領域を有する。B転位 が60%以上でA転位が40%末満であることが好まし あることがより好ましい。

O成長前における全転位中のA転位の存在比率にも依存 **ハ中の全転位密度は、結晶品質の向上の上では低ければ** (選択様方向成長(ELO成長)) する前のGaN結晶 領域や下地結晶膜、基板中に存在する転位密度や、EL 【0142】本発明のIII族元素窒化物半導体ウェー するため、2×10⁸/cm²以下が好ましく、1×1 08/cm²以下がより好ましく、5×10⁷/cm² 低いほど良いが、実際には、マスク上で横方向に成長

[0143] なお、B転位の存在比率はA転位が減少し た分だけ増加することになるため、高ければ高いほど良 いが、ELO成長前のGaN結晶領域や下地結晶膜、基 板中に存在する全転位に対するA転位の存在比率や、横 方向成長後に結晶膜を比較的厚く成長した場合に生ずる 転位同士の再反応機構等にも影響を受ける。

以下がさらに好ましい。

【O 1 4 5】 A 転位とB 転位の上記の転位キャラクタ組 成を持つ層領域を有する本発明の111族元素窒化物半 【0144】また、上記本発明の111族元素窒化物半 尊体ウェーへにおいては、ウルツ鉱型結晶構造における 転位密度が、 5 軸の一方向に従ってほぼ単調に減少して いる層領域を有することが好ましい。

(a) 結晶成長に用いた異種基板を一主面に有する11 導体ウェーハとしては以下の形態が挙げられる。

[族元素窒化物半導体結晶膜。

(も) 結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去され 九111族元素窒化物半導体結晶膜。

(c) 結晶成長に用いた異種基板を一主面に有し、他の 主面にさらに結晶層が形成された111族元素箋化物半

[0146] なお、形態(b) において、結晶成長に用 下層領域を除去することにより、結晶膜の全領域が、A (d) 結晶成長に用いた異種基板が少なくとも除去され いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の 転位とB転位の上記転位キャラクタ組成を持つ層領域で た上記(c)のIII族元素窒化物半導体結晶膜。

20 下層領域を除去することにより、111歧元素窒化物半 【0147】また、形態 (d) において、結晶成長に用 いた異種基板とともにマスクを含む異種基板側の結晶の

ある結晶膜を得ることができる。

ラクタ組成を持つ層領域である結晶膜を得ることができ 導体結晶膜の層質域が、A転位とB転位の上記転位キャ

【0148】異種基板としては、サファイア基板が最も 好ましいが、Si基板、ZnO基板、SiC基板、Li GaO2基板、MgA12O4基板等を用いることもで

40 60

族元素窒化物半導体結晶中の転位構造を制御することが 【0149】<マスクの表面処理による転位形成の制御 >本発明によれば、選択横方向成長(ELO成長)を利 ラクタ組成を有する、全転位密度が低減され欠陥の少な できる。この転位制御により、上記の好ましい転位キャ 基板上のマスクの表面処理を行うことによって、111 い高品質な111族元素窒化物半導体ウェーハを得るこ 用してIII族元素窒化物半導体結晶膜を形成する際、 とができる。

[0150]以下に、この杭位形成の制御のメカニズム についてGaN結晶膜を例にとって説明する。

【0151】図12 (a) は、GaN結晶のELO成長 て、且つマスク上でファセットを持つGaN結晶が会合 **方向に沿って伝播し配列している。図12(b)は上記** プ方向に垂直な模式的部分断面図である。マスク上の結 晶領域内の転位は図中に「1」で示すように、いずれも 余剰半格子面が上側に存在するようにマスクストライプ の転位の履歴を表す模式図であり、図12(a)をGa し合体する前の典型的な状態を表した、マスクストライ N結晶のc軸に沿った方向から見た部分平面図である。 において、表面が平坦な結晶膜が形成される前であっ

る解析結果から、本発明によるGaN結晶膜中の転位の 存在していた刃状転位、すなわちGaN結晶のc面に平 行な変位ベクトルを持つ転位(A転位)が、関ロ部から さらに成長した領域で折れ曲がって。国内をマスクに向 かって伝播し、再度曲がってマスクストライプ方向に沿 って伝播している。言い換えれば、A転位のマスクスト マスク上での結晶の会合・合体時に生じやすい。軸方向 [0152] これらの図が示すように前述のTEMによ 形態においては、サファイア基板上で。軸方向に沿って への伝播、しまり験表面へ貫通する転位を控制すること が可能になり、結果的にA転位の貫通転位密度を減少さ ライブ方向に沿う再伝播をより促進することによって、

【0153】次に、A乾位のc固内でのマスクストライ プ方向に沿う再伝播をより促進するためのメカニズムを せることができる。 説明する。

に沿う伝播拳動は、結晶内でマスクストライプ方向に垂 **道に強く剪節応力で決定され、その剪節応力は主として** ELO成長中のG a N結晶とマスクとの界面に働く力に よって引き起こされる。また、図12 (a) に示すよう な各転位の余剰半格子面が上に存在する形態は界面を圧 【0154】A 転位の c 面内でのマスクストライプ方向

箱する力が働いている場合にもたらされ、その圧縮力の 増大とともにA転位のマスクストライプ方向に沿う伝播 がより促される。

N結晶の表面に働く表面張力、GaN結晶とマスク関の 界面張力の大きさを変化させることによって制御するこ [0155] こうした圧縮力は、マスク材料物質やG a とが可能である。

力 (それぞれをym、yg、ygmとする)を表した図 a N/マスク界面の三重点に作用する各表面(界面) [0156] 図13はマスク芸面、ファセット装面、

【0157】GaN/マスク界面に強く正味の圧縮力F (>0) は、ファセット渋面とGaN/マスク雰面のな す角を0とすると

F=yem+yecos 8-ym で抜される。

加、γ・の増加、γ=の減少とともに圧縮カFの値は大 【0158】この式から明らかなように、yemの増 きくなる 【0159】F値、すなわち圧縮力を増大させる方法の とである。それにより、ELO成長の際の結晶膜中に働 く結晶内剪断応力が増大し、A転位のマスクストライプ 一例は、マスクの表面処理によってゕゕの低下を図るこ 方向に沿う再伝播が促進されることになる。

20

と、その転位はELO成長が進行してファセットが会合 こうした転位は会合後のGaN結晶層の成長とともに表 面へと伝播する性質を持つため、膜表面への貫通転位密 した時に再度。軸方向へ伝播する可能性を持っている。 【0160】 転位がファセット表面に突き出している **吹を増加させてしまう。**

よれば、ファセットが会合する前のマスク上結晶内にお けるA転位の多くは、上記メカニズムによってマスクス トライプ方向に沿って存在するため、ファセット表面に [0161] そこで、マスクの表面処理を行う本発明に 突き出る転位の数は格段に少なくなる。そのため、ファ セットがマスク上で会合したときにc軸方向へと伝播す る転位の数が低減され、その結果、A転位の貫通転位密 度を低下させることができる。

【0162】一方、GaN結晶のc面に対して斜めに傾 いた変位ベクトルを持ち、且つ。面内に存在する日転位 は、たとえ上記の剪断応力が結晶内に生じたとしてもA て、B転位は、A転位に比べて転位終端がファセット表 c軸方向へと伝播する可能性が高くなり、形成されたG [0163] 以上の原理から、主としてA転位が減少し 胚位のような挙動は示さない。これはマスク上結晶領域 のB転位の変位ベクトルが、転位が容易に移動すること **西に栄き出る薩挙が描くなる。この状態をもってファむ** ットが会合すると、B転位は会合部で再度折れ曲がって のできる滑り面上に存在しないためである。したがっ a N結晶膜中で貫通転位として残留することになる。

る水洗を行うことが好ましい。

特開2003-300800 かつ余質通転位密度に対するB転位の存在比率は増加す た分だけ、GaN結晶際中の全質通信位流度が減少し、

毎のドライエッチング、オノン照射、紫外線照射、脳元 **性雰囲気下での熱処理などが挙げられる。また、これら** 【0164】 ペマスク芸面の清浄化処理シマスク芸画の ワッ数等を用いたウェットエッチング、ラジカルイオン **パーセかイギンパー 4を用いた も型的 元学的 オッチング** 奏面張力ヶ... を低下させる方法として、マスクを形成し マスク芸面を清浄化する方法としては、パッファード・ た後に、マスクの表面を清浄化する方法が挙げられる。 の処理を話み合われて行ってもよい。

により行われる。アッシング等によるレジスト剥離など フォトレジスト工程においてマスク表面に付着した磁化 【0165】還元性雰囲気下の熱処理としては、例えば 大素雰囲気下で400℃~800℃程度に加熱すること 物等からなる不純物化合物は、この加熱量元処理によっ て、遠元され、研発性の高い元素あるいは化合物に変換 され、マスク表面から除止される。

ことが好ましく、そのような処理としてはエッチング処 理が好ましい。教面を一定最エッチング除去する際、そ のエッチング除去量は、表面から1~500nm除去す [0166] 上記清浄化処理の中でも特に、安面を一定 **電エッチングして新しい清浄面を露出させる処理を行う** ることが好ましく、10~200m除去することがよ り好ましい。

物を除去することができ、その結果、マスク表面の表面 C、マスク形成の際に発生しマスク表面に付替した不純 できる。このような効果は、マスクをフォトリソグラフ のマスク材料の残渣や、レジスト材料の残渣、これらの エネルギー、すなわち表面張力ッ…を低下させることが イーを用いて形成した場合に顕著に現れる。上記方法に よれば、フォトリングラフィー工程におけるSi0。等 残渣等から形成される不純物をほぼ完全に除去すること [0167] このような清浄化処理を行うことによっ

有機溶剤を用いた溶解処理を行ってもよい。さらにこの 容解処理の際に超音波洗浄を行ってもよい。また、酸化 て、エチルメチルケトンやエタノール、メタノール類の い。また、水またはガス吹き付けによる商圧ブローを行 うこともできる。これらの前処理の際、適宜、純水によ 【0168】また、これらの清浄化処理の追処型とし 剤や還元剤による表面汚染物の除去処理を行ってもよ

た場合の表面浄化処理について説明したが、マスクはS **【0169】以上は、マスク材料としてSiO=を用い** iO2に限られるものではなく、SiNx、W母の色の †なわち表面張力を低減することにより同様な効果が得 マスク材料を用いた場合でもマスクの表面エネルギー、

ャル成長時のホルダーへの設置の困難さや温度分布の発 【0170】 < ウェーハからの異種基板の除去>得られ その他の素子形成プロセスを行うことができ、劈開も容 易に行うことができ、さらに裏面(異種基板側の面)に 低極の形成もできることになる。かつ、ダブルヘテロ構 たウェーハを用いて素子形成を行う際、ウェーハからサ ファイア等の異種基板を取り去ってからエピタキシャル 成長を行えば、前記の反りにともなう問題はすべて回避 される。すなわち、ウエーハを組分化することなく観光 造(DH構造)等の案子構造の形成のためのエピタキツ 生の問題も回避される。

に例えば5mm角程度にウエーハを切り刻んだ後に露光 をするなどの工夫をしなければならないことは既に前記 【0171】反りが大きい場合は、エピタキシャル成長 層、あるいは更にその上にDH構造等の素子構造を形成 したウェーベの表面にパターン形成しようとしてもウェ **一ハ全面で精度を得ることが困難である。精度良いパタ** ーンを形成しようとすればウエーハを小面積になるよう 本発明の課題においても述べた。

【0172】本発明のウェーハは、サファイア等の熱伝 導特性に優れた材料を異種基板に用いた場合には後に形 ることが可能であり、反りの問題を考慮しても異種基板 成されるデバイスのヒートシンクとしてそのまま利用す を残しておくことが有利な場合もある。

前記問題の解決には異種基板を取り除くことが必要であ [0173] しかし、大型ウエーハを用いたプロセスに 異種基板を除去することが好ましい。GaNに代表され る窒素原子をV族元素とした光デバイス、とりわけ半薄 体レーザの場合に発生する劈開や裏面電極配置における おいては、反りの問題が大きいため、デバイス形成前に

た、異種基板上に下地結晶層を形成していた場合はこの 基板とともに、バッファ層があればこれも取り除き、さ **小が得られる。また、このストライプ状の絶縁物からな** 下地結晶層も除去することが好ましい。すなわち、異種 【0174】すなわち、本発明の111元素窒化物半導 体ウェーハは、少なくとも異種基板についてはすべてを 除去することが好ましい。その結果、一主面にストライ での目合わせに使うこともできるが、先に述べた裏面に プ状の絶縁物を有する111枝元素窒化物半導体ウェー るマスクについては、数すことでデバイス形成プロセス 電極を形成する点からは取り除いた方が好ましい。ま らにマスクも除去することがより好ましい。

I 族元素窒化物半導体ウェーハが得られる。この食刻パ の女刻パターンのストライプ方向が<11-20>又は と、ストライプ状の溝がウェーハの裏面に残る。その結 果、一主面にストライプ状の食刻パターンを配した11 【0175】なお、マスクを選択エッチング、例えばマ ターンは、マスクパターンに従って形成されるため、こ スク材料がSiO2の場合には希フツ酸等で取り除く

にこうした洋導があればゴミや汚れがつきやすく、かつ ェーハが好ましいウェーハとして得られる。このマスク での目合わせに使うことができる。但し、ウェーハ裏面 英面が平坦になるように研磨あるいは研削を行うことが <1-100>方向である111 族元素窒化物半導体ウ の降むもるストライプ状の様は、アパイス形成プロセス 取りにくくなる場合もあるため、マスクを除去した後、

は約250μm厚のGaN結晶をサファイア基板上に成 【0176】<異種基板の除去方法>次に、異種基板を 取り除く方法について具体例を挙げて説明する。ここで 長して得られたウエーハを研磨してサファイア基板を除 去した例を説明する。

スト法によって研磨する。サンドブラスト法は良く知ら 番程度のものを用い、低速で研磨する場合は3000番 貸出したサファイア表面 (ウェーハ英面) をサンドブラ れているように研磨面にジルコニア、アルミナ、炭化珪 紫などの粒子をノズルから高速で衝突させるものである ため、曲面をもった素材の高速の研磨に適した方法であ る。高速で研磨しようとすれば粒径の尺度として500 イア以外の炭化珪素、MgA1204などからなる異種 面)を粘土状のいわゆるコンパウンドで保護する。次に た、粒子の材料としてはジルコニアが好ましく、サファ 程度の粒径の小さなものを用いることが好ましい。ま 【0177】まず、GaN結晶側の表面 (ウェーハ表 基板についても良好な研磨性が得られた。

20

【0178】 このサンドプラストによる研磨はサファイ ア基板の厚さが50μm厚程度になるまで行った。この 後、コンパウンドを取り去ると反りは落しく軽減されて いた。同時にサファイア基板にはクラックが多数発生し ており、サファイア基板が薄くなった以上に反りの経該 30

【0179】クラックの発生はサファイア基板の厚さが 100μmでも発生し、実質的に反りが解除される。 が加速されていた。

ド除去後においてクラックの発生がない場合には反りは 【0180】 サンドブラスト法による研磨、コンパウン かなり残存している。しかし、この場合においてもドラ イアイスや液体窒素などの寒剤に曝することによってウ エーハ温度を下げるとサファイア基板にクラックが発生 し、反りを低減できる。

で異種基板を研磨してもよいし、所定のエピタキシャル 層の厚さの2分の1以下の厚さの異種基板を用いてエビ 【0181】クラックを発生させて実質的に反りを解除 するための条件は、111族元素窒化物半導体エピタキ シャル層の厚さ100~500 nmにおいては、異種基 板の厚さがそのエピタキシャル層の厚さの2分の1以下 であることが好ましい。厚めの異種基板を用いて結晶成 長し、エピタキシャル層の厚さの2分の1以下になるま タキシャル成長を行ってもよい。例えば、厚さ200μ mのサファイア基板上に厚さ500μmのGaN層をエ

する段階でサファイア基板にクラックが発生し、反りが ピタキシャル成長させた場合、成長温度から室温に降温 軽減される。たとえクラックが発生しなくても寒剤に浸 して温度を下げれば、容易にクラックが発生して反りが [0182] なお、サファイア 基板のサンドブラスト研 暗はサファイア基板を完全に取り除くまで行ってもよい が、サンドプラスト法によるG a N層への損傷をなるペ く避けるために 10μm厚程度のサファイア基板を残し

みからなるウェーハが得られる。実際には、選択成長用 ることができる。その結果、GaNエピタキシャル層の 一しながらG a Nエピタキシャル層に至るまで研磨を行 いは、GaN成長面(ウェーハ表面)にて通常の研磨用 マスクが露出した時点からウエーハ全体の厚さをモニタ 【0183】以上のようにして反りが解除されたウエー 下地結晶層、選択成長用マスクを常法により研磨除去す 重しに平らに張り付けることができ、サファイア基板、

【0184】なお、このような研磨の際、選択成長マス し、マスクをエッチングで取り除いてもよい。マスク村 がSiO2ならば希フッ酸ですぐに除去することができ クまで研磨せず、マスクが猛出した時点で研磨を停止

密度が大きいため、この領域を含む層領域(以下「高転 **位密度履」という。)を上記研磨の際に除去することが** [0185]また、後述するが、半導体レーザ等のデバ イスの作製のためには、マスク近傍の領域は比較的心位

[0186] また、GaNエピタキシャル層のみからな ば、後に述べるその上へのDH構造の形成や各種デバイ るウェーハの厚みとしては、200μm程度以上あれ ス作製プロセスに必要な十分な強度が得られる。 [0187] <青色半導体レーザの作製>次に、上記の という。)として、半導体レーザ用DH構造形成のため のエピタキシャル成長を行い、背色半導体レーザを作製 ようにして得られた 1 インチ 道径のG a N エピタキシャ ル層のみからなるウェーハを搭板(以下「GaN基板」 した一例を説明する。

【0188】 DH構造は種々のプロセスで形成可能であ るが、ここではGaAs基板やInP基板等の導電性基 板の上に形成された半導体レーザの製造プロセスとほぼ 同様のプロセスを用いることができる。

【0189】図16に、GaN基板上に形成したDH構 造を有する半導体レーザの共振器断面より見た構造断面 図を示す。GaN基板201側よりケイ素統加n型A1 um)、ケイ素添加n型GaN光ガイド階203 (厚さ 0. 1 mm) 、無然加1 no. 2 G a o. 8 N量子井戸 0.05Ga0.95Nクラッド帰202 (厚さ0.5 層 (Jd \$30 A) と無然加 I no. 05 G a o. 95 N

特開2003-300800

(36)

ジウム解離防止層205 (厚さ200A) 、マグネシウ 障壁層からなる7周期の多重盘子井戸構造活性層20 4、マグネシウム添加p型Alo. 2Gno. *Nイン m) 、マグネシウム添加p型Alo. osGao. 9.5 ム統加p型GaN光ガイド層206 (厚さ0.1 m

Nクラッド隔207 (厚さ0. 5μm) 、及びマグネシ ウム添加p型GaNコンタクト層208 (厚き0.2 m m)を連続してMOCVD社によって形成した。DHK 造の最上層には酸化珪素膜209を形成し、幅10 mm のストライプ状の電流注入用窓を形成し、この上にニッ ケルと金からなるp型電極210を形成した。212は レーザ光出射領域である。次に、 p 型塩極面で研臨用質 (通称、60 nm~100 nm) に仕上げた後、チタン とアルミニウムからなるn型電極211を裏面に形成す しに貼りつけ、GaN基板を研磨し、劈開可能な厚さ

や表面への箱権の形成が厚いウェーン状態で実指できる る。この後、劈開によって共振器面を形成し、隣り合う 電流注入用窓の中間で切断すれば青色レーザ素子ペレッ トが完成する。最終的に出来上がったレーヂのストライ 【0190】このような上記プロセスの利点は、城道に 電極を形成する直前に、時間可能な厚さまでウエーパを 研磨すればよく、上部臨汽狭窄用ストライプ構造の形成 ブ段すなわち共儀器間隔長は250μmとした。

20

【0191】<レーザ発性ン以上のようにして作動した 作等体レーナが光道(約20C)にこれスの行かせ、図 値を測定した。得られたレーザの関値巡流は120mA た。これに対して、遊択成長用マスクなしにサファイア (電調密度~4kA/cm3) 植後の良好な値を示し

メリットがある。

基板上に成長したGaNウエーハを気板として作製した

20

輝度の発光ダイオードが容易に得られることから、転位 は少数キャリアの再結合センターとしての機能は小さい 活性層中での導液光に対して光学的利得を得る条件が達 は結晶中の小傾角粒界の発生原因であり、この小傾角粒 と、とりわけA柾位密度が大幅に減少したためと考えら れる。GaN系では松位密度の高い結晶においても高い ようである。しかし、半導体レーザでは閾値電流は十分 成されなくてはならない。 しかし、前記のように A 恒位 界においては光散乱が起こりやすい。 すなわち、A 転位 密度の大きな結晶においては小傾角粒界での光散乱が原 因で導液光に対する光学的利得が上がらないために関値 の導波光の散乱が核少し、高い光学的利得を得たことに [0192] この理由についたは、帝位治政が減らだこ **に下がらない。 半線杯フーガロボく包のれているように** ば、本発明によればA転位密度を大幅に減少できたこと で、本発明のウェーハ上に成長したDH構造活性層中で を下げることができなかったと解釈される。逆に高え レーザは、50mA程度高い値を示した。

【0193】さて、国値測定を行ったレーザはいずれき より関値の減少が逢度されたど考えられる。

20

ウエーハの中央部1 c m直径内から劈開したもので共振 ラツキの少ないものをA群のウエーハ、関値にややバラ 【0194】 A群のウエーハでは各ウエーハにおいて関 値のパラツキは10パーセント内外であり、かつ最も大 トを超えるものは見つからなかった。B群のウエーハに おいても関値のパラツキはやはり10パーセント内外で あることには変わりがないが、特徴はウエーハ内平均値 の1. 5倍以上のものが10ないし20個に1つ程度の り、これが2つに分類できることが判明した。関値のバ きい図値のものでもウエーへ内平均値の120パーセン ツキがあるものをB群のウエーハとして以下説明する。 器となる劈隅面に傷等のないものを遜別したものであ る。しかし、ウエーへ関で関値のバラツキに特徴があ 割合で生じることである。

たって低転位層となっているのに対し、B群ウエーハで はGaN基板ウエーハ裏面付近に高転位層が存在してい て詳しく聞べたが出来上がったレーザに関して特別な差 違は見られなかった。そこで、DH構造エピタキシャル 成長後のウエーへについて断面構造を調べてみた。この 結果、A群ウエーハではGaN基板ウエーハ全断面にわ 【0195】 A群ウエーハとB群ウエーハの差違につい ることが解った。

20

面と水平に折れ曲がった刃状転位が再び、層厚に方向に N基板ウエーへに高転位層が存在した場合には、DH構 【0196】高転位層がどのようにDHエピタキシャル 幅に影響し、かのパアーが配価に影響をながにしいたは 現状ではよく解らない。 しかし、以下に述べる理由がそ 造エピタキシャル成長や後のプロセスにおける南温加熱 時に高転位層で転位が反応したり、高転位層でウエーハ 折れ曲がってDH構造エピタキシャルに到達するためと 考える。10ないし20頃に1つの割合で関値の大きな ものがでる理由は図9からも予想されることであるがス の原因だと考えられる。すなわち、前記したようにGa N基板エピタキシャル層の高転位密度層を含む初期成長 層には存在し、この周期変化に応じた特に高密度の領域 から延びた転位群が電流狭窄用ストライプ活性層領域に トライプ選択成長マスクの周期で転位密度の変化がGa 到達した場合に生じると考えられる。

えた場合には高転位密度層を完全に除去したGaN基板 を用意してDH標造エピタキシャル成長を行うことが好 ましい。すなわち、半導体レーザの作製に用いるGaN 【0197】従って、製造歩留まりや特性検査工数を考 マスク近傍の高転位密度層までをすべて取り除いたもの キシャル成長の際には、GaN基板に適度の厚みが要求 基板としては、サファイア基板、下地結晶層、マスク、 が好ましい。ただし、ソーナ権造の形成のためのエアグ されることを考慮することが必要である。

述べたが、サファイア基板上に成長する際にAlを添加 [0198]以上、サファイア基板上に成長したGaN ウェーハを基板に用いて作製したレーザの特性について

合、レーザの関値電流は20mA程度低減するものが得 は、クラッド層202の厚膜化による光閉じ込め効果が したGaN、すなわちAIGaNウェーハを基板として **作製した ソーザに ひい たも ソーザ 特性 を超くた。 1 の場** ド暦202の厚みは1、5μmとした。関値電流の低減 原因と思われ、上部クラッド隔207についても厚膜化 すればさらに関値電流や微分盘子効率の改善が可能であ られた。この場合のA10.06Ga0.95 Nクラッ ると考えられる。

場合にはGaN基板の表面状態について注意が必要であ きい値を増大させるからである。この角度のズレの許容 [0199] <成長安面の平坦化による関値の再現性向 **上>半導体レーザのDH棒造をエピタキシャル成映する** る。注意する点はGaN基板の成長表面の平坦性で、成 すべきである。この角度のメレがあると導放してきた光 長表面が平坦でないとDH構造エピタキシャル層、特に 活性層の平坦性が保持できない。 活性層の平坦性の確保 特に結晶学的に決まる劈開によって形成される共振器面 と活性層面のなす角度が直角からズレることの方を危惧 が共振器面で反射されてもどる場合に大きく損失し、し が重要なことは導波の点から考えれば明らかであるが、 限界は1度を大きく下回ると考えられる。

は成長縞やうねりがみられる。そこで、サファイア基板 を除去し、マスクと共にマスク近傍の高転位密度層を取 り除いたGaN基板を研磨用重りからはがして喪表を張 り替え、GaN基板の成長最上層を研磨して成長縞やう ねりを取り除いてから、DH構造形成のためのエピタキ シャル成長を行った。すなわち、ここでは、GaN基板 の成長終了面を研磨して平滑化した表面を主面としてD 日構造形成のためのエピタキシャル成長を行った。この ようにして作製されたGaN基板をウエーへに用いて作 製されたストライプレーザの関値はバラツキが小さく良 【0200】 −般に、GaN基板の成長表面は100μ m以上の厚いエピタキシャル成長後の表面であり、多く 好なレーザ特性が得られた。

が形成された場合においても、得られた半導体レーザの 要となる。なお、GaN基板の表面に成長した場合に較 ク近傍の高転位密度層を十分に除去すれば、関値等のレ ピタキシャル成長を、サファイア基板、下地結晶圏、マ スク、及びマスク近傍の高転位密度層を取り除いて形成 されたG a N 基板の裏面(サファイア 基板が存在してい も、111時元素窒化物半導体ウェーハの表真の2つの 主面のうち転位密度の比較的高い方の主面上に素子構造 成長面の成長縞やうねりを除去するための研磨工程が不 べて転位密度は若干高くなることが考えられるが、マス 【0201】別の形態として、DH構造形成のためのエ た側の面)に行って半導体レーザを作製した。すなわ **図値等のレーザ特性は同様に良好であった。この場合、** 一ザ特性が良好な半導体レーザを作製することができ

40

8

[0202]以上、半導体レーザのDH構造が平坦であ 彫り込む年の技術がある。このような技術においても本 る場合について説明した。 しかし、DH構造を有する半 **基板表面を加工して予め電流注入領域となる部分に溝を** 導体レーザの製造方法には、水平横モードの制御を行う 発明のG a N 茲板等の111族元※窒化物半導体ウェー ために、DH構造の形成ためのエピタキシャル成長前に へは問題なく適用可能である。

いは、鶴界効果トランジスタ等の電子輸送デバイスに適 の散乱が減ったためと考えられる。また、電極の信頼性 **拡散が減少したためと考えられる。このように、本発明** として期待されている、自動車エンジン等の発熱装置の **歩留まりや信頼性が向上する等の効果が得られる。この** 電子の移動度の改造は、A転位がもたらす小傾角粒界で 結果、電極金属の転位線(特にA配位)に沿っての異常 のウェーハは、高集積化された各種半導体装置に適用可 近くに搭載しても動作可能な高温動作一高性能半導体装 用しても、値子の移動度が改善されたり、範極等の製造 の改善は、半導体レーザにもいえるが、転位が減少した 能であり、111族元素窒化物半導体の応用分野の一つ [0203] 本発明の111族元素窒化物半導体ウェー 置の実現にも大きく寄与するものである。

【実施例】次に本発明の実施例について図面を参照して [0204]

30 40 基板を用いた。この下地結晶膜の成長にはMOCVD装 置を用いた。まずサファイアを450℃に加熱して、G さのGaNを成長した。その後、温度を1000℃に上 エッチングでストライプ状のマスク4を形成し、成長領 を参照して説明する。本実施例では、基板として、(0 umのGaN膜(下地結晶膜)2をあらかじめ形成した 昇させてGaNを成長させた。このGaN膜2装面にS **域3を分離・形成した。成長領域3及びマスク4は、そ** れぞれ幅5μm及び2μmのストライプ状とした。スト a) とアンモニア (NH3) を供給して、400人の厚 i O 2 膜を形成し、フォトリングラフィー法とウエット [0205] (実施例1) 本発明の実施例について図1 001) 面サファイア (Al2O3) 基板1上に膜厚1 a 原料のトリメチルガリウム(TMG:(CH3)3G ライプ方向は<11-20>方向とした ((図)

で程度に保った反応管上流部で反応させて得た。 基板を 成長装置にセットし、水業雰囲気で成長温度1000℃ 0 c c / 毎分で供給し、NH3流量1000 c c / 毎分 原料にガリウム (Ga) と塩化水素 (HC1) の反応生 兵物である塩化ガリウム (GaCI) とN原料にアンモ に昇温する。成長温度が安定してから、HC1流量を2 り成長させた。GaClは、金属GaとHClを800 [0206] 成長領域3に成長するGaN結晶は、Ga ニア (NH3) ガスを用いるハイドライドVPE法によ

で5分程度供給することで、成長領域3にGaN結晶の [1-101] 河からなるファセットを成長させた (図 1 (b)) こさらに、20分間和波コピクキシャル展長 を続け、マスク4を覆うまでファセット6を発達させた (図1(c))

特開2003-300800

形成後、アンモニアガスを供給しながら、常温まで冷却 [0207] エピタキシャル成長を続けることによりフ 5時間の成長で200m相段の平坦な表面を行するG a N膜を形成させた (図1 (c))。 G a N結晶膜 5 を アセット時温を埋め込み(図1(d))、最終的には、 し成長装置より取り出した。

10

【0208】 本実施例によって形成されたGaN膜5に は、サファイア基板)と格子定数や熱膨脹係数が違うに た。しかも、厚膜皮灰を作ったCan結晶膜には、欠縮 が非常に少なく、転位密度は10°/cm2程度であっ た。なお、転位密度は、透過電子顕微鏡を用い、膜炎面 もかかわらずクラックが入っていないことが確認され 付近の平面数祭によった計劃した。

【0209】本実施例で成長したGaN結晶膜は欠陥が 非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの 高品質なデバイス構造を成長することで、デバイス特性 を向上させることが可能となる。 [0210] (実施例2) 本実施例について図11を参 照して説明する。図11は、本発明のGaN結晶膜上に GaN系半導体レーザを製造する方法を説明するための 概略工程断面図である。

実施例1と同様にMOCVD法で膜厚1μmのGaNI膜 [0211] (0001) 面のサファイア基板1上に、

トライプ方向はく11-20シ方向から10度傾けて形 し、実施例1と同様にフォトリソグラフィー法とウエッ トエッチングでストライプ状のマスク4を形成し、成長 領域3を分離・形成した。成長領域3及びマスクコは、 2を形成した。このGaN膜2上にSiO₂膜を形成 それぞれ幅 5 μ m 及び 2 μ m の ストライブ状とした。 成した (図11(4))。

[0212] 成長領域3に成長するG a N結晶は、上記 の実施例1と回接にGa県枠にガリウム(Ga)と塩化 **木紫(HCI)の反応生成物である塩化ガリウム(G)** CI) とN原料にアンモニア (NH3) ガスを用いるハ イドライドVPE法を用いた。基板を成妥装置にセット し、水素雰囲気で成長温度1000℃に昇温する。65 0℃の温度から基板をNH3ガス雰囲気にする。成長温 既が安定してから、HCl流吸を40cc/毎分で供給 L、NH3流程1000cc/毎分、およびシラン (S で、実施倒1 た城関した図1の (a) から (e) の成果 過程を経て、マスク4を埋め込んだ模様200μ mのn 型CaN結品膜63を形成する(図11(b))。 n型 CaN結晶膜65至形成後、NH3ガス雰囲気で常温ま i H 4) 流載 0 . 0 1 c c / 年分で 1 5 0 分間の 改長 で冷却し、成果装置より取り出す。GaN結品膜65

Ŕ

は、1×1018cm-3以上のキャリア鎮度であり

【0213】次に、GaN米半導体レー扩構造の作製に は、有機金属化学気相成長法(MOVPE)を用いて作

ラッド踊72、Mgを添加した0.5μmの厚さのp型 mの厚さのp型GaN光ガイド層71、Mgを添加した GaNコンタクト層13を順次形成しレーザー構造を作 を添加した1μmの厚さのn型GaN層66、Siを添 の厚さのn型GaN光ガイド層68、2.5nmの厚さ 層からなる10周期の多重量子井戸構造活性層69、マ 多重量子井戸構造活性層69は、780℃の湿度で形成 【0214】GaN膜65を形成後、MOCVD装置に グネシウム (Mg) を添加した20nmの厚さのp型A HN3ガス雰囲気で常温まで冷却し、成長装置から取り 出した (図11 (c))。 2. 5 nmの耳さのアンドー る。650℃の温度からNH3ガス雰囲気にする。Si o. 85Nクラッド幅67、Siを添加したO. 1μm 数した。 p型のGaNコンタクト層13を形成した後、 プIno. 2Gao. 8N量子井戸屋と5nmの厚さの のアンドープ I no. 2 G a o. 8 N量子井戸層と5 n セットし、水素雰囲気で成長温度1050℃に昇温す 10.2Gao.8N層70、Mgを添加した0.1μ 0. 4 mmの厚さのp型Alo. 15Gao. 85Nク アンドーブIno. osGao. ssN障壁層からなる 田の頃なのアンドープ 1 no. 05 G a o. 95 N 韓陽 加した0. 4 mmの厚さのn型A1o.15Ga

ア基板を研磨器にセットし、サファイア基板1、GaN 【0215】 次に、レーザー構造が形成されたサファイ 膜2、SiO2マスク4、及びGaN結晶膜65の50 umを研磨してGaN結晶膜65を露出させた。

[0216] 韓出したGaN結晶膜65面には、チタン (Ti) ーアルミ (A1) のn型電極74を形成し、p 型のGa N層 7 3 上にはニッケル (Ni) 一金 (Au) のp型電極75を形成した(図11(d))。

たが、研磨を行わずにドライエッチングによりn型Ga N層66または65まで除去してn型電極を形成し、共 膜65の一部を研磨により除去してn型の電極を形成し GaN下地結晶膜2、SiO2マスク4及びGaN結晶 [0217] なお、本実施例では、サファイア基板1、 版器ミラー面を形成してもよい。

S 基板を用いた。この下地結晶膜の成長にはMOCVD装 を参照して説明する。本実施例では、、基板として、 (0 μmのGaN膜2(下地結晶膜)をあらかじめ形成した 置を用いた。まずサファイアを450℃に加熱して、G a) とアンモニア (NH3) を供給して、400Aの厚 a原料のトリメチルガリウム (TMG: (CH3) 3G [0218] (実施例3) 本発明の実施例について図1 001) 面サファイア (A12O3) 基板1上に膜厚1

さのGaNを成長した。その後、温度を1000℃に上 昇させてGaNを成長させた。

し、次のようにしてフォトリングラフィーとウエットエ GaN膜2装面に形成したSiO2膜上にフォトレジス **次に、このワジスト権優に、ストライン状のパケーンや** 有する露光用マスクを介して紫外線を照射する。続いて そして、このレジストパターンをエッチング用マスクと して、下層のSiO2膜をウェットエッチング或いはド ライエッチングにより選択エッチングする。この選択エ ッチングの後、不要になったワジストパターンを剥離液 容剤を用いて現像を行いレジストパターンを形成する。 ッチングでストライプ状のマスク4を形成した。ます、 ト(感光性樹脂)を付与してレジスト薄膜を形成する。 【0219】このG a N陳2表面にS i O 2 膜を形成 あるいはアッシングにより除去する。

【0220】このような方法によって、サファイア基核 上に成長領域3を分離・形成した。成長領域3及びマス ク4は、それぞれ幅5um及び2umのストライプ状と した。ストライプ方向は<11-20>方向とした ((図1 (a))。

ファイア基板を結晶成長装置の反応管にセットする直前 に、次のような工程でストライプ状マスクのSiO2表 【0221】上記のようにして調製されたマスク付きサ 面を清浄化した。

い、続いて超純木で10分間以上洗浄した。次に、80 ァード・フッ酸(フッ化アンモニウム+フッ酸混合緩衝 1000 A程度エッチングした。続いて超純水で10分 ル等の有機溶剤中に浸して超音波洗浄を10分間以上行 続いて超純木で10分間以上洗浄した。その後、パップ 程度洗浄し、窒素気流中で乾燥を行った。その後、この [0222] まず、エチルメチルケトン或いはエタノー 容液) に20秒~25秒間浸してS;02 マスク表面を ~100℃に加温した硝酸溶液中に30分間以上浸し、 基板を結晶成長装置の反応管にセットした。

ットを成長させた (図1 (b))。 さらに、20分間程 原枠にガリウム(Ga)と塩化木素(HC1)の反応生 り成長させた。基板を成長装置にセットし、水業雰囲気 から、HC1流電を20cc/年分で供給し、NH3流 **登1000cc/毎分で5分程度供給することで、成長 領域3にGaN結晶の (1-101) 面からなるファセ** [0223] 成長領域3に成長するGaN結晶は、Ga 成物である塩化ガリウム (GaC1) とN原料にアンモ ニア (NH3) ガスを用いるハイドライドVPE注によ で成長温度1000℃に昇温する。成長温度が安定して 度エピタキシャル成長を続け、マスク4を覆うまでファ セット6 を発達させた (図1 (c))。

[0224] エピタキシャル成長を続けることによりフ 5時間の成長で200μm程度の平坦な表面を有するG a N膜を形成させた(図1(e))。G a N結晶膜 5 を アセット構造を埋め込み (図1 (d))、最終的には、

-19-

8成後、アンモニアガスを供給しながら、常温まで恰却

し成長装置より取り出した。

【0225】本実施例によって形成されたGaN膜5に は、サファイア基板1と格子定数や熱膨張係数が適うに もかかわらずクラックが入っていないことが確認され

トルを持つ転位(A転位)の密度が大幅に従って、A転 移の割合がその層領域においては全転位数に対して20 %程度であり、c面に対して斜めに傾いた変位ベクトル m2程度にまで減少していた。なお、転位密度は、適過 電子顕微鏡を用い、膜表面付近の平面観察によって計測 [0226]また、この結晶の表面付近の層領域の転位 をTEM解析したところ、c面に対して平行な変位ベク た。さらに、その層領域の全転位密度も1×106/c を持つ転位 (B転位) の割合が80%程度となってい

非常に少なく、この上にレーザ、FET、HBTなどの 【0227】本実施例で成長したGaN結晶膜は欠陥が

高品質なデバイス精造を成長することで、デバイス特性

を向上させることが可能となる。

一ハそのものを採子の動作領域としたデバイスに対して [0228] なお、実施例においては本発明によるウェ 一ハ上に結晶成長を行ってデバイスを作製したが、ウェ も用いることができることはいうまでもない。

れ、転位による欠陥の発生が抑制され、高品質のGaN 【発明の効果】以上説明したように本発明によれば、G a N結晶等の111族元素窒化物半導体と異種基板との 熱膨張係数差や格子定数差によるエピタキシャル層での 結晶膜等の111族元素室化物半導体ウェーハを提供す ることができる。また、本発明のGaN結晶膜等の11 1 族元素窒化物半導体ウェーハを用いれば、この上に高 品質の半導体素子、例えばレーザ構造やトランジスタ構 クラックの発生が抑えられ、また、転位密度が低減さ 造を作製することができ、その特性が飛躍的に向上す

[図面の簡単な説明]

【図1】 本発明のGaN結晶膜の形成方法を説明する ための概略工程斯面図である。

[図2] GaN結晶中の転位の基本構造の説明図であ 40

[図3] 転位の周囲の格子面の状態を説明するための 模式図である。

[図4] 本発明のGaN結晶膜の転位構造を説明する ための模式図である。

【図5】 本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥 構造を表す膜断面のTEM写真である。

【図6】 本発明のGaN結晶膜のマスク上領域の欠陥 構造を表す膜断面のTEM写真である。

[図7] 本発明のGaN結晶膜の欠陥構造を説明する 50

8

[図8] 本発明のG a N結晶膜の欠陥構造を説明する ための様式的断面図である。 ための図である。

特開2003-300800

【図9】 GaN結晶膜表面に突き出た転位の密度(エ ッチピット密度)を、ストライプ方向に垂直方向の路離 になしてプロットした図である。

【図10】 GaN結晶膜表面で検出された全エッチピ ット密度を順摩に対してプロットした図である。

【図11】 本発男のCan結晶膜上にCan料半導体 レーザー構造を形成する方法の概略工程断面図である。

2

【図12】 本発明の結晶成長におけるマスク近傍の転 位の形態を説明するための模式図である。図12 (a) [図13] 本発明の結晶成長におけるマスク表面、 は部分析面図、図12(b)は部分平面図である。

[図14] ウェーハの反りの状態を説明するための模 力の状態を説明するためのマスク近傍の模式的部分斯而 アセット表演、結晶/マスク界間に強く表演(界画) 図でわる。

【図15】 ファブリヘロ 来放器草面から見たレー が称 式的専用図かある。

造の概略所面図である

[図16] ダブルヘテロ構造を有する半導体レーザの 【図11】 本発明のCaN結構膜の転位構造を説明す 構造所用図である。

5ための模式図である。

[符号の説明]

2 下地結晶膜

S Ga N結勘疑

65 n型CaN瞬

優N PD型U 99

6.7 n類Alo. 13Gao. x3Nクラントー癌

68 n型GaN光ガイド〜

6.9 多重做子井戸構造活性層

70 P型Alo, 2Gao, NN層 7.1 D對GaN光ガイド額

12 p型A10.13Ga0.x3Nクラッド扇

73 ロ型GaNコンタクト函

7.5 型码商

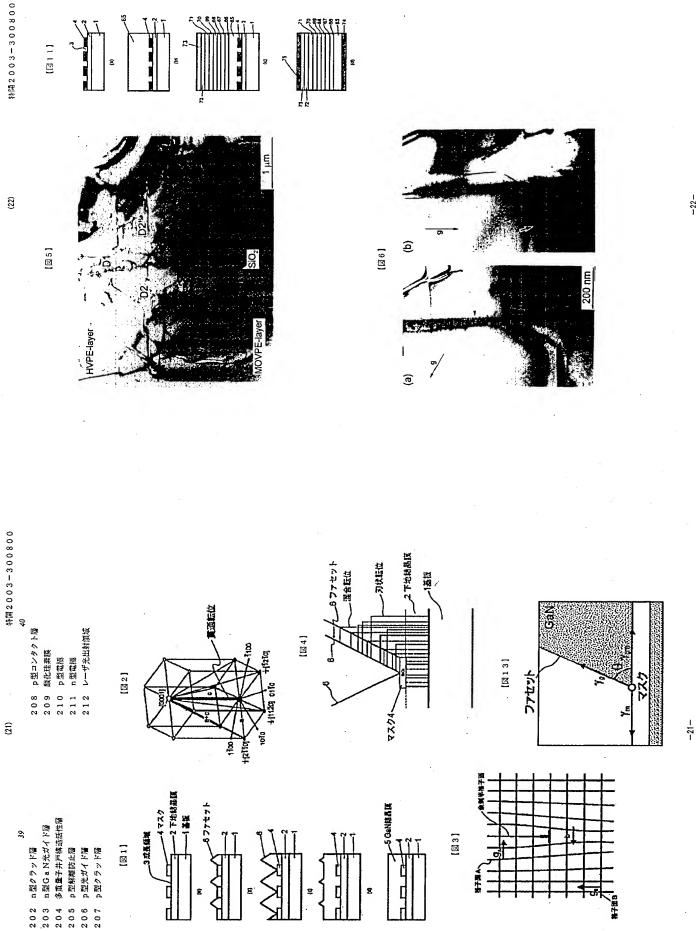
サファイア基板 101

0.2

103 104 105

電極形成屬 106

GaN茲板



特開2003-300800

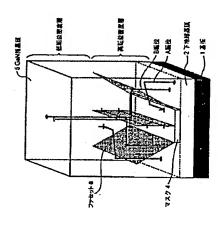
(23)

[四7]

2

-23-

[図17]



フロントページの結束

(72) 死明者 酒井 朗 東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株 式会社内 (72) 死明者 砂川 靖夫 東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株 式会社内 (72)発明者 水田 正志

東京都港区芝五丁目7番1号 日本電気株式会社内

-22-